

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2003-300800

(43)Date of publication of application : 21.10.2003

(51)Int.Cl.

C30B 29/38
C30B 25/04
H01L 21/205
H01S 5/323

(21)Application number : 2003-109345

(71)Applicant : NEC CORP

(22)Date of filing : 22.06.1999

(72)Inventor : USUI AKIRA
MATSUMOTO YOSHINARI
SAKAI AKIRA
SUNAKAWA HARUO
MIZUTA MASASHI

(30)Priority

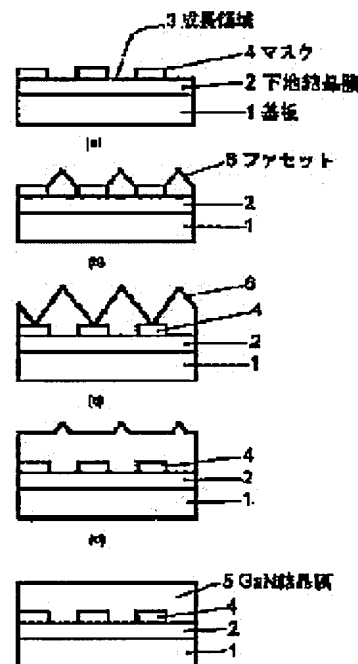
Priority number : 10291354
11122816Priority date : 30.09.1998
26.03.1999Priority country : JP
JP

(54) METHOD FOR MANUFACTURING NITRIDE SEMICONDUCTOR WAFER OF ELEMENT OF GROUP III

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a GaN crystal film which is free from strains, defects and dislocations and in which a crack hardly generates even when it is thick.

SOLUTION: Masks patterned in a striped form so as to form a plurality of growth areas are provided on a sapphire substrate. The GaN crystal film is formed by the coalescence of a GaN crystal grown from a growth area between the masks with other GaN crystals grown from growth areas neighboring through the masks and has the masks in such a state that the crystal film covers the masks. The GaN crystal film has defects that a plurality of dislocations generated along the stripe direction are arranged in the nearly normal line direction of the surface of the substrate, and in the GaN crystal film, when seen with respect to the cross section perpendicular to the stripe direction, dislocations, which have been propagated in a direction nearly parallel to the surface of the substrate, are propagated in the nearly normal line direction of the surface of the substrate at the vicinity of respective places where the crystals have coalesced on the masks.



LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

【特許請求の範囲】
【請求項1】 成長させる結晶とは異なる材料からなる異種基板上に複数の成長領域を形成するようにストライプ状にパターニングされたマスクを形成する工程、該マスクの表面膜力を低減させる洗浄処理を行う工程、該成長領域からコアセット構造を形成しながら結晶成長させ、該マスクを介して隣り合う成長領域から成長した結晶と合体して該マスクを覆い、さらに該コアセット構造を埋め込みで表面を平坦化するようにエピタキシャル成長する工程を有することを特徴とするIII族元素化合物半導体ウェーハの製造方法。
【発明の詳細な説明】
【0001】
【発明の属する技術分野】 本発明は、サファイア基板上にエピタキシャル成長により形成されたGa₂N結晶膜、及びこのGa₂N膜を用いて作製された半導体装置に関する。また本発明は、異種材料基板上にエピタキシャル成長により形成されたIII族元素化合物半導体ウェーハ及びこのIII族元素化合物半導体ウェーハを用いて作製された半導体装置ならびにこれらの製造方法に関する。

【0002】
【従来の技術】 窒化ガリウム (Ga₂N) は、禁制帯幅が3.4 eVと大きく、かつ直接遷移型であることから青色発光素子材料として注目されている。
【0003】 このGa₂N材料を用いた発光デバイスを作製するための基板材料としては、成長させるエピタキシャル膜と同じ物質のバルク結晶、すなわちGa₂Nのバルク結晶を用いることが望ましい。しかしながらGa₂Nの結晶では、窒素の解離圧が高いことからバルク結晶が形成しにくく、Ga₂Nからなるバルク結晶基板の作製は非常に困難である。そのため、格子定数が比較的近いサファイア (Al₂O₃) 基板を用い、その上にGa₂Nをエピタキシャル成長している。このように従来は、格子定数、熱膨張係数などの物理的性質、さらには化学的性質においてもエピタキシャル膜と全く異なる基板材料が用いられてきた。

【0004】
【発明が解決しようとする課題】 このような異種基板上にエピタキシャル成長を行うと、基板やエピタキシャル膜に歪みや欠陥が生じ、また、厚い膜を成長した場合にはクラックが発生することが報告されている (ジャパニーズ ジャーナル オブ アプライド フィジックス 第3巻 (1993) 1528-1533頁 (Jpn. J. Appl. Phys. Vol. 32 (1993) p. 1528-1533))。このような場合には、デバイスとしての性能が極度に悪くなるどころか、成長層が剥がれに破棄されるという結果をしばしば招いていた。
【0005】 サファイア基板上に成長したGa₂N膜中の転位構造と結晶品質の相関について、ジャーナル オブ

マテリアルズ サーチ 第11巻 (1996) 580-592頁 (J. Mater. Res. Vol. 11 (1996) p. 580-592) に報告がある。
【0006】 そこで、(1) サファイア基板上のGa₂N膜は、基板表面の法線に平行にc軸配向したアイランド状結晶粒が互いに合金した結果形成されること、(2) その際、個々の結晶は、c軸を回転軸として互いにわずかな角度だけ回転しているため、結晶粒境界に転位が形成されること、(3) これら転位がGa₂N結晶のc面に平行な変位ベクトルを持つ貫通転位の起源であること等が記されている。
【0007】 つまり、このような貫通転位がGa₂N結晶膜中に存在するということは、Ga₂N結晶膜が元の結晶粒で区切られるドメイン状の形態を有し、且つGa₂N結晶膜のc面に平行な結晶方位成分が各ドメインごとに乱れた構造を有することを示しているといえる。これは、Ga₂N結晶膜が、モザイク構造を形成していること、すなわち、結晶としての品質を高めるためには、c面に平行な変位ベクトルを持つ転位の密度を極力低くしなければならぬことを意味している。
【0008】 このような問題を解決する方法として、特開平8-64791号公報には、格子不整合系のエピタキシャル成長において、基板とエピタキシャル成長層との格子不整合により生ずる転位を特定の場所に集中させることを特徴とするエピタキシャル成長方法が開示されている。この方法により、所望の領域での転位密度を低減することができると、半導体デバイスなどの高品質の結晶性を要求される半導体素子の作製が可能になると記載されている。具体的には、最初の結晶成長でコアファイア基板上にアモルファスGa₂N膜を形成し、これをストライプ状にエッチングした後、2回目の結晶成長でこのアモルファスGa₂N膜および基板上にGa₂N膜をエピタキシャル成長させている。他の実施例としては、上記アモルファスGa₂N膜に代えてSiO₂膜をストライプ上に形成し、基板上にのみエピタキシャル膜を成長させている。
【0009】 しかしながら、このような方法では、表面にアモルファス領域を有しているため全面に均質な成長層が得られなかったり、SiO₂膜部分で成長層を得ることができない領域を有しているため全面に半田な成長層を得ることができないため、素子形成時に制約が生じていた。
【0010】 上記の問題に加えて、サファイア、炭化珪素あるいはMgAl₂O₄などの基板材料はGa₂Nエピタキシャル成長時には格子定数や結晶構造あるいは熱膨張係数などの点で異なっており、エピタキシャル形成されたウェーハにおいては反りの問題が深刻である。例えばサファイア基板を用いた場合には図14の断面図に模式的に示すように大きな反りが見られる。反りの大きさは1インチ径基板の場合には中心部は外周部に比べてmm単位の上凸凸な状態になることもある (曲率半径が

(1) 日本国特許 (J P) (2) 公開特許公報 (A) (3) 特許出願公開番号 特開2003-300800 (P2003-300800A) (4) 公開日 平成15年10月21日 (2003.10.21)

(5)Int.Cl.	識別記号	FI	審査請求	請求項の数	OL (全 25 頁)
C30B 29/38	29/38	C30B 29/38	未請求	請求項の数1	OL (全 25 頁)
H01L 21/205	21/205	H01L 21/205	未請求	請求項の数1	OL (全 25 頁)
H01S 5/323	5/323	H01S 5/323	未請求	請求項の数1	OL (全 25 頁)
(21)出願番号	特開2003-109345(P2003-109345)	(71)出願人	000004237		
(22)出願日	平成11年6月22日(1999.6.22)	(72)発明者	碓井 彰		
(31)優先権主張番号	特開平10-291354	(73)発明者	碓井 彰		
(32)優先日	平成10年9月30日(1998.9.30)	(74)代理人	10010313		
(33)優先権主張国	日本(JP)		井理士 机 昌彦 (外2名)		
(31)優先権主張番号	特開平11-122816				
(32)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(33)優先権主張国	日本(JP)				
(37)優先権主張番号	特開平11-122816				
(38)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(39)優先権主張国	日本(JP)				
(40)優先権主張番号	特開平11-122816				
(41)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(42)優先権主張国	日本(JP)				
(43)優先権主張番号	特開平11-122816				
(44)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(45)優先権主張国	日本(JP)				
(46)優先権主張番号	特開平11-122816				
(47)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(48)優先権主張国	日本(JP)				
(49)優先権主張番号	特開平11-122816				
(50)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(51)優先権主張国	日本(JP)				
(52)優先権主張番号	特開平11-122816				
(53)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(54)優先権主張国	日本(JP)				
(55)優先権主張番号	特開平11-122816				
(56)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(57)優先権主張国	日本(JP)				
(58)優先権主張番号	特開平11-122816				
(59)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(60)優先権主張国	日本(JP)				
(61)優先権主張番号	特開平11-122816				
(62)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(63)優先権主張国	日本(JP)				
(64)優先権主張番号	特開平11-122816				
(65)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(66)優先権主張国	日本(JP)				
(67)優先権主張番号	特開平11-122816				
(68)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(69)優先権主張国	日本(JP)				
(70)優先権主張番号	特開平11-122816				
(71)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(72)優先権主張国	日本(JP)				
(73)優先権主張番号	特開平11-122816				
(74)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(75)優先権主張国	日本(JP)				
(76)優先権主張番号	特開平11-122816				
(77)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(78)優先権主張国	日本(JP)				
(79)優先権主張番号	特開平11-122816				
(80)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(81)優先権主張国	日本(JP)				
(82)優先権主張番号	特開平11-122816				
(83)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(84)優先権主張国	日本(JP)				
(85)優先権主張番号	特開平11-122816				
(86)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(87)優先権主張国	日本(JP)				
(88)優先権主張番号	特開平11-122816				
(89)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(90)優先権主張国	日本(JP)				
(91)優先権主張番号	特開平11-122816				
(92)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(93)優先権主張国	日本(JP)				
(94)優先権主張番号	特開平11-122816				
(95)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(96)優先権主張国	日本(JP)				
(97)優先権主張番号	特開平11-122816				
(98)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(99)優先権主張国	日本(JP)				
(100)優先権主張番号	特開平11-122816				
(101)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(102)優先権主張国	日本(JP)				
(103)優先権主張番号	特開平11-122816				
(104)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(105)優先権主張国	日本(JP)				
(106)優先権主張番号	特開平11-122816				
(107)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(108)優先権主張国	日本(JP)				
(109)優先権主張番号	特開平11-122816				
(110)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(111)優先権主張国	日本(JP)				
(112)優先権主張番号	特開平11-122816				
(113)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(114)優先権主張国	日本(JP)				
(115)優先権主張番号	特開平11-122816				
(116)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(117)優先権主張国	日本(JP)				
(118)優先権主張番号	特開平11-122816				
(119)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(120)優先権主張国	日本(JP)				
(121)優先権主張番号	特開平11-122816				
(122)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(123)優先権主張国	日本(JP)				
(124)優先権主張番号	特開平11-122816				
(125)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(126)優先権主張国	日本(JP)				
(127)優先権主張番号	特開平11-122816				
(128)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(129)優先権主張国	日本(JP)				
(130)優先権主張番号	特開平11-122816				
(131)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(132)優先権主張国	日本(JP)				
(133)優先権主張番号	特開平11-122816				
(134)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(135)優先権主張国	日本(JP)				
(136)優先権主張番号	特開平11-122816				
(137)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(138)優先権主張国	日本(JP)				
(139)優先権主張番号	特開平11-122816				
(140)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(141)優先権主張国	日本(JP)				
(142)優先権主張番号	特開平11-122816				
(143)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(144)優先権主張国	日本(JP)				
(145)優先権主張番号	特開平11-122816				
(146)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(147)優先権主張国	日本(JP)				
(148)優先権主張番号	特開平11-122816				
(149)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(150)優先権主張国	日本(JP)				
(151)優先権主張番号	特開平11-122816				
(152)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(153)優先権主張国	日本(JP)				
(154)優先権主張番号	特開平11-122816				
(155)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(156)優先権主張国	日本(JP)				
(157)優先権主張番号	特開平11-122816				
(158)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(159)優先権主張国	日本(JP)				
(160)優先権主張番号	特開平11-122816				
(161)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(162)優先権主張国	日本(JP)				
(163)優先権主張番号	特開平11-122816				
(164)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(165)優先権主張国	日本(JP)				
(166)優先権主張番号	特開平11-122816				
(167)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(168)優先権主張国	日本(JP)				
(169)優先権主張番号	特開平11-122816				
(170)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(171)優先権主張国	日本(JP)				
(172)優先権主張番号	特開平11-122816				
(173)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(174)優先権主張国	日本(JP)				
(175)優先権主張番号	特開平11-122816				
(176)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(177)優先権主張国	日本(JP)				
(178)優先権主張番号	特開平11-122816				
(179)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(180)優先権主張国	日本(JP)				
(181)優先権主張番号	特開平11-122816				
(182)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(183)優先権主張国	日本(JP)				
(184)優先権主張番号	特開平11-122816				
(185)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(186)優先権主張国	日本(JP)				
(187)優先権主張番号	特開平11-122816				
(188)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(189)優先権主張国	日本(JP)				
(190)優先権主張番号	特開平11-122816				
(191)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(192)優先権主張国	日本(JP)				
(193)優先権主張番号	特開平11-122816				
(194)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(195)優先権主張国	日本(JP)				
(196)優先権主張番号	特開平11-122816				
(197)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(198)優先権主張国	日本(JP)				
(199)優先権主張番号	特開平11-122816				
(200)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(201)優先権主張国	日本(JP)				
(202)優先権主張番号	特開平11-122816				
(203)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(204)優先権主張国	日本(JP)				
(205)優先権主張番号	特開平11-122816				
(206)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(207)優先権主張国	日本(JP)				
(208)優先権主張番号	特開平11-122816				
(209)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(210)優先権主張国	日本(JP)				
(211)優先権主張番号	特開平11-122816				
(212)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(213)優先権主張国	日本(JP)				
(214)優先権主張番号	特開平11-122816				
(215)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(216)優先権主張国	日本(JP)				
(217)優先権主張番号	特開平11-122816				
(218)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(219)優先権主張国	日本(JP)				
(220)優先権主張番号	特開平11-122816				
(221)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(222)優先権主張国	日本(JP)				
(223)優先権主張番号	特開平11-122816				
(224)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(225)優先権主張国	日本(JP)				
(226)優先権主張番号	特開平11-122816				
(227)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(228)優先権主張国	日本(JP)				
(229)優先権主張番号	特開平11-122816				
(230)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(231)優先権主張国	日本(JP)				
(232)優先権主張番号	特開平11-122816				
(233)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(234)優先権主張国	日本(JP)				
(235)優先権主張番号	特開平11-122816				
(236)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(237)優先権主張国	日本(JP)				
(238)優先権主張番号	特開平11-122816				
(239)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(240)優先権主張国	日本(JP)				
(241)優先権主張番号	特開平11-122816				
(242)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(243)優先権主張国	日本(JP)				
(244)優先権主張番号	特開平11-122816				
(245)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(246)優先権主張国	日本(JP)				
(247)優先権主張番号	特開平11-122816				
(248)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(249)優先権主張国	日本(JP)				
(250)優先権主張番号	特開平11-122816				
(251)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(252)優先権主張国	日本(JP)				
(253)優先権主張番号	特開平11-122816				
(254)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(255)優先権主張国	日本(JP)				
(256)優先権主張番号	特開平11-122816				
(257)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(258)優先権主張国	日本(JP)				
(259)優先権主張番号	特開平11-122816				
(260)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(261)優先権主張国	日本(JP)				
(262)優先権主張番号	特開平11-122816				
(263)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(264)優先権主張国	日本(JP)				
(265)優先権主張番号	特開平11-122816				
(266)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(267)優先権主張国	日本(JP)				
(268)優先権主張番号	特開平11-122816				
(269)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(270)優先権主張国	日本(JP)				
(271)優先権主張番号	特開平11-122816				
(272)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(273)優先権主張国	日本(JP)				
(274)優先権主張番号	特開平11-122816				
(275)優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)				
(276)優先権主張国	日本(JP)				
(277)優先権主張番号	特開平11				

3

70cm以下にもなることがある。)

【0011】この反りの問題は先に述べた基板材料の種類を代えたり、AlGaInやInGaInなどの組成材料やAlNやInN等のII-III族元素窒化物半導体やGaInに代えてエビタキシャル成長しても程度の差こそあれ事情が変わりはない。そこで以下ではサフアリアを基板材料としてGaInをエビタキシャル成長した場合を例にとりて説明する。

【0012】ウェーハへの反りが深刻な場合、例えば、後の素子形成におけるリソングラフ技術の適用において問題が生じる。反りの大きな場合には製造プロセスにおける少なくともリソングラフの適用に先だってウェーハを平坦化する必要がある。例えば、5mm角程度を細分化してからリソングラフ技術を用いて電流注入用のストライプレーザ用の窓等を形成することが必要になる。

【0013】さて、ウルツ鉱型結晶構造を有するII-III族元素窒化物半導体の適用の一つには先に述べたように黄色系の光デバイスがある。特に高密度記録の書き込み、読み出しが可能な青色レーザを光源としたデジタルビデオディスプレイ(DVD)への期待は大きい。このように半導体レーザのサブアリア共振器は一般に材料によって形成される。例えばサフアリア基板の上にGaInエビタキシャル層を形成し、その上に基板をV族元素としたII-III族元素窒化物半導体でレーザ用ダブルヘテロ(DH)構造をエビタキシャル法で形成し、前記リソングラフ技術における問題を克服してストライプ構造を形成できたという。その後のプロセスとしては電極等を形成するわけであるが、最終的には一般に時間によってサブアリア共振器を形成しなければならぬ。

【0014】しかし、GaInエビタキシャル層とサフアリア基板との界面のズレが大きい場合、サフアリア基板が存在したままではきれいな劈開を行うことは非常に困難である。そこで劈開に先だって、サフアリア基板を研削等で除去することが必要となる。すなわち、リソングラフ技術上の問題から小面積に切り刻んだウェーハの裏面サフアリアを研削するという煩雑なプロセスが伴うことになる。

【0015】また、たとえサフアリア基板を残したまま劈開が可能であったとしても絶縁物であるサフアリア基板101が裏面に存在するのでそのままでは裏面に電極が形成できない。DH構造の表面から部分的に掘り込んでくる(電極形成層106)に電極102を形成するというプロセスも必要となる。すなわち、図15(a)(フリップベロ共振器断面から見たレーザ構造の断面概念図)に示すように裏面電極に代わる電極102を形成する必要がある。なお、104は酸化珪素膜、105はレーザ光出力領域である。一方、サフアリア基板101が取り除かれていれば図15(b)のように裏面の電極103は対向して裏面に電極102を配置することができ。

-3-

5

N結晶膜に関する。

【0024】また本発明は、GaIn結晶膜中の転位の50%未満がGaIn結晶のc面に平行な変位ベクトルを持つ転位であることを特徴とするGaIn結晶膜に関する。

【0025】また本発明は、GaIn結晶膜中の転位の50%以上がGaIn結晶のc面に対して斜めに傾いた方向の変位ベクトルを持つ転位であり、GaIn結晶膜中の転位の50%未満がGaIn結晶のc面に平行な変位ベクトルを持つ転位であることを特徴とするGaIn結晶膜に関する。

【0026】また本発明は、ウルツ鉱型結晶構造におけるc面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位が、同じ層領域中の転位の50%以上である層領域を有することを特徴とするII-III族元素窒化物半導体ウェーハに関する。

【0027】また本発明は、ウルツ鉱型結晶構造におけるc面に平行な変位ベクトルを持つ転位が、同じ層領域中の転位の50%未満である層領域を有することを特徴とするII-III族元素窒化物半導体ウェーハに関する。

【0028】また本発明は、ウルツ鉱型結晶構造におけるc面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位が、同じ層領域中の転位の50%以上であり、該c面に平行な変位ベクトルを持つ転位が50%未満である層領域を有することを特徴とするII-III族元素窒化物半導体ウェーハに関する。

【0029】また本発明は、ウルツ鉱型結晶構造におけるc面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位が、同じ層領域中の転位の60%以上である層領域を有することを特徴とするII-III族元素窒化物半導体ウェーハに関する。

【0030】また本発明は、ウルツ鉱型結晶構造におけるc面に平行な変位ベクトルを持つ転位が、同じ層領域中の転位の40%未満である層領域を有することを特徴とするII-III族元素窒化物半導体ウェーハに関する。

【0031】また本発明は、ウルツ鉱型結晶構造におけるc面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位が、同じ層領域中の転位の60%以上であり、該c面に平行な変位ベクトルを持つ転位が40%未満である層領域を有することを特徴とするII-III族元素窒化物半導体ウェーハに関する。

【0032】また本発明は、ウルツ鉱型結晶構造におけるc面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位が、同じ層領域中の転位の70%以上である層領域を有することを特徴とするII-III族元素窒化物半導体ウェーハに関する。

【0033】また本発明は、ウルツ鉱型結晶構造におけるc面に平行な変位ベクトルを持つ転位が、同じ層領域中の転位の30%未満である層領域を有することを特徴とするII-III族元素窒化物半導体ウェーハに関する。

【0034】また本発明は、ウルツ鉱型結晶構造における

るc面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位が、同じ層領域中の転位の70%以上であり、該c面に平行な変位ベクトルを持つ転位が30%未満である層領域を有することを特徴とするII-III族元素窒化物半導体ウェーハに関する。

【0035】また本発明は、前記層領域を有する結晶膜は、異種基板上に成長された結晶膜であって、該異種基板上に複数の成長領域が形成するようにストライプ状にパターンニングされたマスクを介して隣り合う成長領域から成長した結晶が該マスクを介して隣り合う成長領域から成長した結晶と合体して該マスクを覆って成る結晶膜である上記本発明のII-III族元素窒化物半導体ウェーハに関する。

【0036】また本発明は、成長させる結晶とは異なる材料からなる異種基板上に複数の成長領域を形成するよう

にストライプ状にパターンニングされたマスクを形成する工程、該マスクの裏面の清浄化処理を行う工程、該成長領域からファセット構造を形成しながら結晶成長させ、該マスクを介して隣り合う成長領域から成長した結晶と合体して該マスクを覆い、さらに該ファセット構造を埋め込んで表面を平坦化するようエビタキシャル成長する工程を有することを特徴とするII-III族元素窒化物半導体ウェーハの製造方法に関する。

【0037】また本発明は、上記II-III族元素窒化物半導体ウェーハを用いて作製された半導体装置に関する。

【0038】
【発明の実施の形態】
GaIn結晶膜の成長方法の一実施形態について図面を参照して説明する。

【0039】初めに、サフアリア基板1上にGaInを含む下地結晶膜2を成長し、その表面上にフォトリソングラフ法とウェットエッチング法を用いてストライプ状のマスク4を形成し、成長領域3を形成する(図1(a))。

【0040】マスク4は基板1上に直接形成してもよいが、下地結晶膜2の形成により予め転位密度をある程度低減することができ、後述形成するGaIn結晶膜5の転位構造をより効果的に制御できるため、この下地結晶膜2は形成することが好ましい。このような下地結晶膜の材料としては、GaIn、AlIn、AlGaIn、InGaIn(0<X<1)などのII-III族元素窒化物が好ましい。なお、前記下地結晶膜の組成は必ずしも後に必要となる上に形成するエビタキシャル層の組成と同じである必要はなく、場合によってはII-III族元素窒化物に限る必要もないが、上記エビタキシャル層と同じ結晶系でウルツ鉱型結晶構造を有する材料が好ましい。このように下地結晶膜の厚さは0.5μm〜2.0μmが好ましい。薄すぎると十分な効果を得られず、厚すぎるとクラックが発生しやすくなる。

【0041】このように下地結晶膜は、基板側から低転位の転位ベクトルを持つ転位である上記本発明のGaIn結晶膜に関する。

-4-

バッファ層と高温成長層からなる多層構造とすることが好ましい。低温バッファ層は、400〜600℃程度の比較的低温で成長させるアモルファスに近い結晶層であり、これにより高密度の結晶核を形成することができ、膜厚は0.01〜0.1μm程度に薄く形成することが好ましい。高温成長層は、950〜1050℃程度の比較的高温で成長させた高品質である。

【0042】ここで、下地結晶膜の形成条件については、有機金属気相成長法 (Metal-Organic Chemical Vapor Deposition: MOCVD) で形成することができ、下地結晶膜の形成に用いるMOCVD装置は減圧装置の一種であり、一般に使用されているMOCVD装置を使用することができ、

【0043】低温バッファ層の形成にあたっては、まず、サファイア基板をMOCVD装置の基板ホルダに設置し、水を流しながら10 Torr以上の減圧下で900〜1100℃に基板温度を保持し、数分から30分間の熱処理を行った。この目的は、基板のクリーニングであり、水素圧力が高いほど良く、場合によっては1気圧下でよいが、減圧下で行うのは装置上の制約からである。

【0044】その後、基板温度を400℃〜600℃に降下させ、トリメチルガリウム (TMG) とアンモニア (NH₃) を装置に導入して厚さ0.01μm〜0.05μmのGa₂N低温バッファ層を形成した。低温バッファ層の厚さの最適範囲については、低温バッファ層上の高温成長Ga₂N層の成長時間における昇温時の結晶化過程に影響するようである。本発明者らの実験結果から得られた数値である。したがって、下地結晶膜の材料がGa₂Nでない場合や低温バッファ層上の高温成長層形成時の昇温履歴や昇温雰囲気は昇温雰囲気が変われば、低温バッファ層の厚さの最適範囲は変化すると考えられる。

【0045】低温バッファ層成長時に供給するIII族元素Ga₂原料 (TMG) に対するV族元素窒素原料 (NH₃) のモル比 (V/III比) は10000〜30000が好ましい。CVD装置へのTMGの導入は、キャリアガスとして水素ないし窒素ガスを数100m³/分程度液体原料にバブリングさせて行い、NH₃は前記V/III比になるように供給した。CVD装置には、必要により、原料ガスに加えてキャリアガスとして窒素ガス、さらには水素ガスを導入し、全圧力を30〜700 Torrとした。キャリアガスとしての窒素はアルゴンやヘリウム等の不活性ガスに置き換えてもよい。キャリアガスとしての水素は、低温バッファ層の結晶性に関わる知見が得られており、全圧力の1/10〜1/3程度の分圧にすることが好ましい。

【0046】低温バッファ層の成長条件は上記のように比較的ゆるやかであり、この上層に高温成長層が形成さ

れ、多段階で下地結晶膜が形成される。

【0047】さらに低温バッファ層の形成条件の典型例を示す。サファイア基板の成長中のクリーニングは、100 Torrの減圧下、1000℃で10分間行った。その後、450〜500℃へ降温し、アンモニアガスとTMGをV/III比=20000、水素キャリアガスとアンモニアガスの2.6倍供給して成長を行った。低温アンモニアガスの厚さは0.015μm〜0.04μmの範囲に調整した。

【0048】なお、基板がSiCからなる場合のクリーニングは800℃で行ってもよく、基板がMgAl₂O₄からなる場合においても、サファイア基板に比べて低温で行ってもよい。基板のクリーニング時の温度や時間については、用いる基板によって適宜、選択すればよい。また、このような基板のクリーニングは必須の工程ではないが、実施することが好ましい。このような基板のクリーニングを行うことによって、低温バッファ層上に形成される高温成長層の結晶性の再現性が良好になる。また、このクリーニングの代わりに、下地結晶のバッファ層形成装置へのローディング側に行う表面処理技術を改良することによってクリーニングを行った場合と同様な効果が得られる可能性がある。

【0049】以上、下地結晶膜の形成についてGa₂Nからなる下地結晶膜について説明したが、Ga₂Nを主体とし、AlやIn、あるいはBを含んだ混合物としてもよい。なお、下地結晶膜の材料としてはGa₂Nや、Ga₂Nを主体としたものが好ましいが、種々の材料を適用することができ、

【0050】このような多段階成長法により形成された下地結晶膜により、基板表面から発生する転位制御によって低減され、マスク上の結晶領域における転位制御をより効果的に行うことができる。なお、低温バッファ層の形成してその上にマスクを形成してもよく、またマスクを基板上に直接形成した後、成長領域のみに低温バッファ層を形成してもよい。

【0051】マスクの形状はストライプ形状が好ましく、このときマスク140の厚さは0.01〜5μmが好ましい。マスクの材料としては、SiO₂を用いることが好ましいがこれに限られるものではなく、Si₃N₄等の絶縁体膜でもよい。

【0052】マスク140の厚さは0.2μm〜2mmが好ましい。マスク幅を広くすることにより下部結晶から貫通してくる転位を効果的に遮断することができ、広くしすぎると、成長層の平坦化に必要の膜厚が著しく厚くなり、また、マスク上での異常成長や膜の反りが起きやすくなるため、2mm以下とすることが好ましい。一方、狭すぎると、下部結晶から貫通してくる転位が十分に遮断できないだけでなく、フアセット構造が十分に形成されず転位の制御が不十分となり、その結果、

本発明の特徴的な転位の形態を有するGa₂N結晶膜を得ることが困難となる。このことから、マスク幅は0.5μm〜1mmの範囲がより好ましく、1μm〜500μmがさらに好ましい。

【0053】また、成長領域3 (開口部) の幅は、0.01〜100μmの範囲にあることが好ましく、0.5〜100μmがより好ましく、1〜10μmがさらに好ましい。広すぎると貫通転位が多くなるだけでなく、フアセット構造が十分に形成されず転位の制御が不十分となり、その結果、本発明の特徴的な転位の形態を有するGa₂N結晶膜を得ることが困難となる。これらマスク幅をAと成長領域の幅をBとした場合、B/(A+B)の比は0.00005〜1が好ましく、0.0005〜1がより好ましく、0.002〜0.9がさらに好ましい。

【0054】マスクのストライプの方向は、<11-20>方向もしくはこの方向と垂直な<1-100>方向からそれぞれ30度以内の方向が好ましく、<11-20>方向もしくは<1-100>方向がさらに好ましい。特に、HVPE法では、<11-20>方向もしくは<1-100>方向、MOVPE法では、<11-20>方向が好ましい。

【0055】次に、成長領域3に対しGa₂N結晶のエピタキシャル成長を行う。マスク4の付いた基板をエピタキシャル装置の反応室に挿入して、水素ガス、窒素ガス、または、水素と窒素の混合ガスとN原料ガスを供給しながら基板を所定の成長温度で昇温する。温度が安定してからGa₂原料を供給して、成長領域3にGa₂N結晶を成長させる。結晶成長方法は、Ga₂原料に塩化ガリウム (GaCl₃) を用い、N原料にアンモニア (NH₃) ガスを用いる塩化物法による気相成長 (VPE: Vapor Phase Epitaxy) である。ハイドライドVPE法が好ましいが、Ga₂原料に有機金属化合物を用いる有機金属化合物気相成長 (MOVPE: Metal Organic Vapor Phase Epitaxy) を用いてもよい。

【0056】Ga₂N結晶は、初期段階ではマスク4上に成長せず、成長領域3のみで結晶成長が起り、成長領域上のGa₂N結晶には基板の面方位とは異なる面方位を有するフアセット6が形成される (図1 (b))。このときのGa₂N結晶の成長条件はフアセット構造が形成されるように650℃から1100℃の成長温度、N原料の供給量はGa₂原料の供給量に対し等価から1000倍の範囲で行うことが好ましい。

【0057】さらにエピタキシャル成長を続けると、Ga₂N結晶はフアセット面に對して垂直な方向に成長が進むため、成長領域だけでなくマスク4を覆うようになり、そして隣接する成長領域のGa₂N結晶のフアセットと接触する (図1 (c))。

【0058】さらにエピタキシャル成長を続けると、フ

アセットが埋め込まれ (図1 (d))、最終的には、平坦な表面を有するGa₂N結晶膜5を得ることができる (図1 (e))。

【0059】通常、サファイア基板上にGa₂N結晶の結晶成長を行うと、基板との界面で発生した結晶欠陥にともなう転位は、界面と垂直方向に伸びるために、たとえエピタキシャル膜を厚くしても、転位の低減は見られない。

【0060】本発明における成長方法では、選択成長により成長領域にフアセット構造を形成している。このフアセットは成長速度が他の面より遅いために現れる。フアセットの出現により転位がフアセットに方向について進み、基板と垂直に伸びていた転位が垂直な方向へ伸びることができなくなる。転位はフアセットの成長とともに横方向に曲げられ、そのほとんどの転位は、結晶の端に出てしまうか、閉ループを形成する。その結果、エピタキシャル膜の膜厚増加に伴い、上部の成長領域では結晶欠陥が減少していく。これにより、エピタキシャル膜内の欠陥の低減を図ることができる。このようにフアセット構造を形成して成長することで、結晶欠陥を大幅に減らすことが可能になる。

【0061】特に、Ga₂原料に塩化物を用いる塩化物法による気相成長では、Ga₂N結晶の成長が速いため、フアセット構造のうち基板面と同じ面が消えるのはやい。したがって基板と垂直に伸びる転位は、はやくからフアセット構造のうち基板面と異なる面の方向に伸びることになりGa₂N結晶における垂直に伸びる転位 (貫通転位) を大幅に減らすことができる。

【0062】なお、Ga₂原料に有機金属化合物を用いる有機金属化合物気相成長では塩化物法による気相成長と比べて成長速度が速くなるが、上述のようにGa₂N結晶のフアセット構造のうち基板面と同じ面が速く消えるようにすればよい。例えば成長領域に対するマスクの面積を大きくすればマスク上からの成長種の供給量が減るため成長領域におけるGa₂N結晶の成長を速めることができる。

【0063】またGa₂Nのエピタキシャル成長について述べたが、InGa₂N膜、AlGa₂N膜あるいはInN膜をエピタキシャル成長しても同様な効果が得られる。さらに成長するこれらの結晶膜に不純物を添加しても同様な効果が得られる。

【0064】上述のように、本実施の形態で得られるGa₂N結晶膜は、結晶欠陥が大幅に減少しており、このGa₂N結晶膜上に形成する半導体レーザ等の素子構造 (Ga₂N結晶膜を含む積層構造) における結晶欠陥も大幅に減少させることができる。このため、異種基板 (例えばサファイア基板) 上に作製する積層構造の結晶性を改善することができ、優れた特性を有する半導体レーザ等の半導体装置を提供することができる。

【0065】また、このようなGa₂Nの結晶膜の膜厚を

所望の厚さに成長した後、少なくともサファイア基板等の異質基板を除去することで、好ましくは異質基板とマスクとGaN結晶膜の一部を除去することで、結晶欠陥の少ないGaN結晶膜が得られ、これを基板として用いることで半導体レーザ等の素子を形成する上でさらに様々な利点を得られる。

【0066】例えば、半導体発光素子の製造にGaN結晶膜の基板を用いた場合は、サファイア基板等の絶縁性の異質基板を用いた場合に問題となっていた半導体発光素子における基板表面への電極形成が可能になる。

【0067】さらに、GaN結晶膜からなる基板(GaN結晶膜基板)上に形成する半導体発光素子がGaN結晶膜を含む半導体レーザの場合は、GaN結晶膜基板と半導体レーザの積層構造との界面が同じであるため、界面による共振器ミラーの作製が可能となる。

【0068】なお、上記では、GaN結晶膜基板を用いて素子を作製した場合の利点について説明したが、サファイア基板等の異質基板に、前述の選択成長方法により所望の厚さのGaN結晶膜を形成した後に半導体素子構造を順次作製し、その後、この異質基板を除去することによって、基板表面への電極形成と、同時に以下の共振器ミラーの形成が可能であることは言うまでもない。

【0069】サファイア基板等の異質基板上にGaN結晶膜形成時の膜厚として、 $20\mu\text{m}$ ～ 1mm が好ましく、 $80\mu\text{m}$ ～ $500\mu\text{m}$ がより好ましい。

【0070】また、GaN結晶膜上に素子構造を形成する場合にも、結晶成長する側のGaN結晶膜の面マスク等を削除した側、すなわちGaN結晶膜の異質基板表面の面を利用して素子構造を形成してもよい。この場合に、異質基板とともに除去したGaN結晶膜の厚さは $300\mu\text{m}$ 以下が好ましく、 $5\sim 150\mu\text{m}$ がより望ましい。

【0071】このようなGaN結晶膜を素子基板として用いることにより、形成される半導体素子の積層構造の結晶性を改善することができ、その結果、優れた特性を有する半導体素子を提供することができる。

【0072】また半導体発光素子に適用した場合は、サファイア基板で問題となっていた半導体発光素子における基板表面への電極形成が可能になる。

【0073】さらに半導体発光素子が半導体レーザの場合は、GaN結晶膜と界面が異なる異質基板にレーザ構造を形成しても、界面による共振器ミラーの作製が可能になる。

【0074】次に、以上のようにして作製したGaN結晶膜の結晶構造について詳細に説明する。

【0075】＜転位＞について、本発明の理解のために、GaN結晶中の転位の基本構造について説明する。GaN結晶は、六方晶単位格子から構成され、結晶中の各方位を表す指数と転位構造の関係は図2のようになる。一般に、六方晶構造を持つ結晶中には、転位によ

って与えられた原子間の変位ベクトルであるバーガーベクトル b として、 $\langle 11-20 \rangle / 3$ 、 $\langle 0001 \rangle$ 、 $\langle 11-23 \rangle / 3$ の3種類の転位が存在することが知られている。

【0076】ここで、 $\langle 11-20 \rangle / 3$ は図2に示した六方晶格子のc面に平行なa軸ベクトルと等価なベクトルで正負の符号を考慮すると6個存在し、 $\langle 0001 \rangle$ はc軸と等価で2個存在し、 $\langle 11-23 \rangle / 3$ はc面にに対して斜めに傾いた方向であり六角形の稜a+cと等価で12個存在する。

【0077】一本の転位に対して必ず一つのバーガーベクトル b が定義され、転位の走る方向が変化したりしてもバーガーベクトル b の方向が変わることはあり得ない。

【0078】転位のキャラクターを示す「刃状(edge)」、「螺旋(screw)」といった呼び名は、転位の走る方向に対してバーガーベクトル b がそれぞれ、垂直、平行な場合を示している。刃状と螺旋のキャラクターが混ざった場合、すなわち転位線に対してバーガーベクトル b が斜めのときは「混合(mixed)」転位と呼ぶ。

【0079】こうした規則に従えば、六方晶格子の[0001]方向(すなわちc軸方向)に沿って走った転位は、バーガーベクトル $b = \langle 11-20 \rangle / 3$ のときは刃状転位、バーガーベクトル $b = \langle 0001 \rangle$ では螺旋転位、バーガーベクトル $b = \langle 11-23 \rangle / 3$ では混合転位であると定義付けられる。

【0080】転位の呼び方で注意すべき点は、一本の転位内で、バーガーベクトル b の方向に対して転位線方向が変化する場合である。転位は必ずしも図2に示すように真っ直ぐに走っているとは限らず、むしろ曲がっている場合が多い。ここで、極端な例として転位線が螺旋と平行に走る部分は刃状転位となり、バーガーベクトル b と垂直に走る部分は刃状転位となる。つまり、一本の転位の中で複数の呼び名を持つことになる。そのため、曲がった転位は、バーガーベクトル b の方向で定義しないうえにより正確である。特に、本発明のGaN結晶膜中の転位は後に示すように折れ曲がった形態をもつため、以下、本文中ではバーガーベクトル b の方向による転位の定義付けも適宜行うものとする。

【0081】なお、一般的に、サファイア基板上のGaN結晶膜は、六方晶格子のc軸に沿って成長し、通常、膜中の転位はc軸に沿って走っている。すなわち、転位は膜を貫く形で存在しており、このような転位を、上記の呼び名とは別の意味、すなわち膜の厚さ方向に貫く転位の意味で「貫通転位」と呼んでいる。

【0082】＜貫通転位＞について、本発明における転位キャラクターの判別方法について説明する。本発明においては、主に透過電子顕微鏡(TEM)による、例えば、格子面Aで電子線を回折させると開始する。例えば、格子面Aで電子線を回折させると

により転位の観察を行った。

【0083】一般に、転位をTEMにより観察する場合、入射電子線に対してTEMサンプルを傾け、それに伴って電子線に垂直な回折ビームを対称的に抽出し観察させる手法を用いる。これは、TEMサンプル中の特定の結晶格子面によって入射電子線を回折させることに対応している。この手法は、格子面による電子線に回折した電子線のコントラストを、格子面による電子線に回折した電子線のコントラストに異なっていることに起因している。つまり、転位近傍の格子面はその他の領域に比べて局所的に湾曲しているため、転位の存在する部分とそうでない部分では電子線のブラッグ反射条件が異なり、TEM像中では転位の形状に対応したコントラストが出現する。

【0084】実際のGaNの結晶構造は六方晶格子を持つが、ここでは説明を簡単にするために、単純立方格子を持つ結晶構造を用いて上記原理を説明する。単純立方格子の結晶中に存在する転位の周囲の格子面の模式図を図3に示す。この場合、結晶面に垂直に走る刃状転位が存在し(1の部分)、この転位は図示した方向にバーガーベクトル b を有している。

【0085】本図で注目すべき点は、バーガーベクトル b と平行な方向に法線ベクトル g Aを持つ格子面Aは、転位の存在によってその付近で局所的に湾曲しているが、バーガーベクトル b と垂直な方向に法線ベクトル g Bを持つ格子面Bは転位近傍でも湾曲していないことである。

【0086】ここで、格子面Aを用いてTEM像を撮像した場合は、上述のブラッグ反射条件が転位近傍とその他の領域で異なるために転位のコントラストが出現する。これに対して格子面Bを用いてTEM像を撮像した場合は、転位線による格子面の湾曲が存在しないため、転位のコントラストは出現しない。

【0087】つまり、TEM観察の際に選択された回折格子面の法線ベクトル g (「回折ベクトル」と呼ぶ。)と転位のバーガーベクトル b が垂直である場合、すなわち、それぞれのベクトルの内積がゼロ(回折ベクトル g ・バーガーベクトル $b = 0$)の場合に転位のコントラストが消失することになる。

【0088】こうした原理を逆に利用すれば、未知の転位キャラクター(刃状、螺旋、混合)を決定することができる。

【0089】図3の転位キャラクターが未知であるとして以下に転位キャラクターの決定方法を説明する。ここで示した結晶構造は単純立方格子なので、転位のバーガーベクトル b は、格子面Aに垂直な方向、格子面Bに垂直な方向、結晶面に垂直な方向の3種類の内のいずれかである。

【0090】まず、任意の格子面を用いてTEM観察を開始する。例えば、格子面Aで電子線を回折させると開始する。例えば、格子面Aで電子線を回折させると

により転位の観察を行った。

【0091】次に、同視野に対して別の格子面B(回折ベクトル g B)を用いて観察を行う。コントラストは消失するが、このことから転位のバーガーベクトル b は回折ベクトル g Aに垂直な方向を持っていることが一般的に判明し、結果として図4に示したバーガーベクトル b の方向が決定する。

【0092】最終的に、この場合は、転位線方向に対してバーガーベクトル b は垂直であるため、転位が刃状転位であることがわかる。

【0093】上記の例は最も簡単な単純立方格子中の刃状転位の場合であったが、この原理は図2に示した六方晶格子やそれ以外の結晶格子中に存在するあらゆる転位にも同様に適用でき、GaN結晶中に存在する転位キャラクターの判別方法として適用されている。

【0094】本発明のGaN結晶膜の転位構造は、次に、前記の方法に従って作製されたGaN結晶膜のTEM観察等の結果に基づいて、本発明のGaN結晶膜の転位構造を説明する。

【0095】まず、下地結晶膜のみに着目すると、ストライプ方向から見たTEM断面写真には、垂直方向に走る鋭い線状のコントラスト、即ち貫通転位が観察された。個々の転位のキャラクターを判別した結果、刃状転位が全体の70%以上で、残りの30%は混合転位であり、螺旋転位は非常に少ないことがわかった。

【0096】次に、マスク開口部の成長領域から成長したGaN結晶膜に着目すると、その転位の殆どは下地結晶膜の貫通転位を引継ぎ、両層の界面には新たに発生した欠陥は観察されなかった。また、この引き継がれた転位は、その多くが折れ曲がった形態をとっていた。特に、マスク近傍では、マスクを覆うように折れ曲がった転位がバリエアップしている様子が観察された。また、このような転位の折れ曲がりは上層のGaN結晶膜の約 $5\mu\text{m}$ の厚さ内で生じていることが観察された。

【0097】4種類の回折ベクトル g を用いて断面の部の同一視野をTEM観察したところ、回折ベクトル g を変化させることによって転位のコントラストが見えなかつたりする格子面が観察された。この観察から、下地結晶膜の刃状転位を引き継いだバーガーベクトル b が $\langle 11-20 \rangle / 3$ の転位と、下地結晶膜の混合転位を引き継いだバーガーベクトル b が $\langle 11-23 \rangle / 3$ の転位が判別できた。

【0098】また、任意の格子面を用いてTEM観察を開始する。例えば、格子面Aで電子線を回折させると開始する。例えば、格子面Aで電子線を回折させると

【0098】ここで、これら両者の転位の折れ曲がり状態や構造を比較すると、前者がマスクの位置に間隔なく比較的にランダムに折れ曲がっているのに対し、後者はマスク近傍でそれが顕著であることがわかった。

【0099】また、前者の転位をステレオマイクログラフイー、及び顕微鏡に垂直な方向からTEM観察すると、折れ曲がった転位は水平になった部分、TEMサンプル表面（TEM観察面）に相当して約30度傾き、転位の持つパーガスベクトルと平行であることが解った。

つまり、前者の転位は、下地結晶層中に刃状キヤラクタつまり、転位が折れたGaN結晶層に引き継がれた後、この結晶層中で折れた曲がり、螺旋のキヤラクタに変化したものである。下地結晶層中の転位の70%以上を占めていた刃状転位は、殆どこのようなメカニズムで折れ曲がったため、大多数の転位がGaN結晶層を貫通しなかったものと期待される。

【0100】一方、後者の転位については、TEM観察から転位が折れたことがわかり、また、折れ曲がった基板と水平になった部分は前者の転位と異なり、もはや滑り面上には存在せず、TEMサンプル表面にほぼ平行に存在する【1-100】方向に平行に走っていることが解った。また、このような後者の転位はフアセットを起点として折れ曲がっている。

【0101】このことから、下地結晶層中で転位が折れた転位は、上層のGaN結晶層に引き継がれた後、フアセットを起点として折れ曲がり、フアセットの成長に伴って基板と水平方向に伝播しているという。

【0102】以上に説明した転位の構造を図示すると図4のようになる。

【0103】次に、さらに詳細に、マスク上領域での転位構造ならびに結晶構造について説明する。

【0104】図5は、GaN結晶層5中のマスク上領域の転位構造を要す断面のTEM写真である。マスクのストライプ方向はGaN結晶の【11-20】方向に沿っており、TEM像はそのストライプ方向に平行に形成されている。注目すべき点は、図中にD1、D2で示したように、マスクの中央部および端部から【0001】方向に伸びた転位が存在していることである。こうした転位はマスク方向が【1-100】のものでも存在することを確認した。

【0105】図6(a)及び(b)は、それぞれD1欠陥層部分とクローズアップし、異なる回折スポットで観察したTEM像である。これより、D1欠陥は2種類の転位群から構成されていることがわかる。その一つは図6(a)で観察される、TEMサンプル表面（紙面）に垂直に走り【0001】方向に沿ってベイルアップした転位群であり、そのコントラストは図6(b)の回折ベクトルで消滅している。これらは、転位群が【1-100】方向に走り【0001】方向に配列し、いずれも【0001】方向に垂直なパーガスベクトルを

持つことを示している。他の転位群は、図6(b)で頭着に観察されるような、【0001】方向に沿って走る転位である。

【0106】まず、前者の転位群について詳細に解析していく。図7(a)及び(b)はそれぞれD1欠陥を【11-20】方向から観察した際の高分解TEM像およびそれに対応する透過電子線回折図形である。図7(a)では輪切りの転位が、図6(a)と同様に【0001】方向に周期的に配列している様子が観察される。その配列した面を境界とした両側の結晶の格子縞の傾きを注意深く観察すると、図7(a)の挿入図に示すようになっていることが解った（図中の矢印は結晶のc軸を示し、傾きは誇張して描いてある）。また、図7(b)の回折図形においてもスプリットした回折スポットが観察され、高次の回折サイトほどスプリット間隔が広がっている。以上の結果から、D1欠陥は、【11-20】方向にその回折軸をもつ小傾角境界の性質を持つと結論できる。

【0107】この小傾角境界を構成する転位群のパーガスベクトルは、図7(c)に示す方法で直接決定した。結晶中に転位が存在する場合、転位を含むようにした、原始的周期でサーキット（パーガスサーキット）を描くと転位のパーガスベクトルを抽出することができ、図7(c)は、Sを起点として転位の左→上→右→下というように左右、上下の辺の長さが等しくなるようにパーガスサーキットを描いた結果であり、転位の存在によって終点のFと起点のSとの間にズレが生じている。ここで、起点Sから終点Fに向かい3/2a/2a/2(aはGaN六方格子のa軸ベクトルで11-20>/3に相当)の絶対値を持ったベクトルが本転位のパーガスベクトルとなる。但し、ここで得られたパーガスベクトルは、あくまで転位の真のパーガスベクトルの【11-20】方向への投影であることに注意を要する。こうした傾きの転位に対する解析を、小傾角境界を構成する殆どの転位に対して行なった結果、この小傾角境界を構成している転位は1種類であることがわかった。

【0108】この転位構造で注目すべき点は、転位によって形成される余剰半格子面が転位線の下側に存在していることである。図2でも明らかのように、転位の存在によって必ず余剰半格子面が形成される。転位は通常「T」の記号で表示されることが多いが、この場合「T」の縦棒のように転位の下の余剰半格子面が存在している。こうした余剰半格子面が傾きの転位の下側に小傾角境界中の転位の数だけ存在しているため、小傾角境界の両側の結晶は図7(a)の挿入図のように傾くことになる。

【0109】同様の観察をD2欠陥に対しても行なった。その結果、D2欠陥もD1欠陥と同様に小傾角境界であることが判明した。しかながら、D1欠陥と異なる点

は、第1に傾きの転位の周期的配列間隔がD1欠陥のそれ（約7nm）に比べて2〜4倍広いこと、第2に転位のパーガスベクトルbの絶対値はD1欠陥のそれと同一値であるが逆向きになっていることである。つまり、余剰半格子面が転位線の上側に存在しているため、D2欠陥の場合、小傾角境界の両側の結晶は図7(a)の挿入図とは異なり、c軸の方向が境界面から離れるように傾いている。

【0110】以上の結果を総合して、マスク上の欠陥構造を単純模式的に表すと図8に示すようになる。すなわち、D1、D2欠陥は共に小傾角境界であり、それぞれを構成する転位は同値で逆向きのパーガスベクトルbを有するため、マスク上領域のc軸が開口部（成長領域3）上領域のc軸に比べて傾いた構造になっている。透過電子線回折図形から見積もったマスク上約2μm領域の平均的なc軸の傾きは約1度であった。傾きの転位の間隔は傾きの上部にいくに従って広くなり、D1欠陥はマスク上約5μm、D2欠陥はマスク上約2μm以上の領域では観察されなかった。小傾角境界の傾きは、境界内の転位の傾きが広がって小さくなるので、マスク上のc軸の傾きが傾きの増加とともに減少し、結局消失することになる。

【0111】次に、D1、D2欠陥を形成する転位の起源および構造について説明する。前述のとおり、GaN結晶層中には主として2種類の転位が存在する。一つは、下地結晶層中の刃状転位を引き継ぎ上層のGaN結晶層中で水平方向に折れ曲がった転位（以下「A転位」という。）、他の一つは、下地結晶層中の混合転位を引き継ぎ同様に水平方向に折れ曲がった転位（以下「B転位」という。）である。ここで、A転位のパーガスベクトルは11-20>/3で六方格子のa軸ベクトルと等価であることに注意する。先にも述べたように、小傾角境界を構成する転位のパーガスベクトルbの絶対値は3/2a/2であり、この値がa軸ベクトルと等価なパーガスベクトルbの【11-20】方向への投影値である可能性が高い。それゆえ、D1、D2欠陥を構成する小傾角境界中の転位の起源はA転位であると考えられる。マスク上で開口部から成長した結晶が合体する際のフアセット表面には、折れ曲がったA転位が合体した時点でその転位が結晶中に取り込まれD1、D2欠陥が形成されたものと考えられる。

【0112】次に、図6(b)に観察されたD1欠陥中に含まれるもう一つの転位群について説明する。TEM解析によれば、これらの転位群はパーガスベクトルbが11-23>/3タイプの転位であることがわかった。さらに図6(b)では、矢印に示したような折れ曲がった形状の転位群がしばしば観察された。こうした形からこれらの転位群はB転位であり、GaN結晶のフアセットの成長時に横方向に伝播してきたB転位

が、フアセットが合体したD1欠陥の位置で再度縦方向に伝播したものと考えられる。原理的には、先に述べた小傾角境界を構成する転位は、GaN結晶層の表面と平行な面上に存在するため、貫通転位密度を向上させることはならない。しかし、B転位の縦方向への再伝播によって、開口部上と比較してマスク上における貫通転位密度が大きくなり、これが結果的にGaN結晶層中の残留貫通転位の起源となると考えられる。

【0113】〈図5〉と転位密度の推移について説明する。

【0114】前述の図5から、A転位はGaN結晶層中で横方向に折れ曲がって、マスク上領域で小傾角境界を構成する。小傾角境界が観察面に平行に走る転位群から構成されるため、一旦折れ曲がったA転位は最終的に結晶外に達するまで観察面に平行に存在しているといえる。つまり、A転位は小傾角境界の長さ以上、すなわちこので示した測定サンプル中では下地結晶層2とGaN結晶層5の界面から5μm以上には存在しない。さらに、A転位が最初に横方向に折れ曲がっているのは、マスク開口部上であり、フアセットが形成されるその断面が三角形のGaN結晶が成長し終わる前の段階である（図4参照）。したがって、A転位の密度は、開口部で大きさが決定されるフアセットの三角形の高さ以上の膜厚部分で急激に減少することになる。

【0115】一方、B転位の伝播履歴は、まずフアセット面6で横方向に折れ曲がってマスクの中央に向かい、マスク中央部で再度縦方向に折れ曲がって上部へ伝播するため、原則的には開口部からの転位密度をそのまま引き継ぐことになる。

【0116】上記観点から、本発明に従って形成したGaN結晶層の転位構造を図17に模式的に示した。ここでは転位の代表的な構造を描かれており、主にA転位（c面に平行な変位ベクトルを持つ転位）とB転位（c面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位）が存在する。図では、マスク中央のストライプ方向に沿って走る転位は、それぞれ単独に存在するように描かれているが、下記のマスク形成装置等の成長条件によっては、マスク端でストライプ方向に曲がったA転位とつながっているものも存在していた。

【0117】以下、転位構造に起因する、膜厚に依存する膜表面の転位密度の推移を述べる。

【0118】まず、各転位の転位密度に対する割合の推移については、本発明によるGaN結晶層中で、図17に示すような上記転位構造によって、上層領域（転位密度）において、A転位（c面に対して走る変位ベクトルを持つ転位）、B転位（c面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位）すなわち下地結晶2中の混合転位であった転位はそのまますべて引き継がれるため、全転位数に対するA転位の割合は少なくなり、

してB転位の割合が多くなる。

【0119】ここでは、上記TEM観察によってGaN結晶膜中の転位のキャリアクラックを判別した結果、従来の一般的方法でサブアノード上に直接成長したGaN結晶膜中では、B転位の割合が30%以下であったのに対して、マスク層、開口部層、マスク周期に対する開口部全面の割合、マスクのストライプ方向を変化させることで転位の割合が減少することを指摘した。

【0120】次に、全転位密度の推移については、まず、膜表面が平坦になった直後に観察される、上記混合転位の伝播履歴を映した転位分布について述べる。図9は、エッチング法により膜表面に突き出した転位を顕微鏡で観察した結果を示すグラフであり、縦軸にはエッチング後の転位密度、横軸にはストロブ方向に垂直な方向の距離をとっている。膜表面が平坦になった時点の膜厚 $3.7\ \mu\text{m}$ では、マスクストロブの周期に対応した転位密度の増減が確認される。しかしながら、こうした周期的分布も膜厚の増大とともに消失し、膜厚 $9.5\ \mu\text{m}$ では観察されな

【0121】図10は、GaN結晶膜表面で検出された全エッジピッチ密度を膜厚に対してプロットしたグラフである。膜厚が $3.0\text{ }\mu\text{m}$ 以内における転位密度は急激な減少は、A転位が前述の機構で膜方向に伝播して結晶外へ掃き出されたためである。一方、残った転位は膜厚の増加と共に緩やかに減少していくことがわかる。

【0122】上記の転位構造から、下地結晶膜内における転位密度や転位ベクトルが、最終的な結晶中の全転位密度、特に上層部膜中の全転位密度に対して大きな影響を与えることがわかる。たとえば、下地結晶膜内における混合転位（ α 面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位、 B 転位）を少なくすることができれば、あるいは下地結晶膜内での全転位密度を低減できないまでも混合転位の比率を低減させることができれば、最終的にはより全転位の密度の低い G ・ N 結晶を得ることができ、混合転位を削減させるための手段として、好ましくは、異質基板結晶上に G ・ N 系結晶を成長させる際に、最初に六角方 G ・ N の島状結晶が生じるように成長条件を適切に管理し、そのとき、この島状結晶の表面が原子的に平坦で、順次的ステップ（段差）が生じないことで、例えば、異質基板結晶表面を G ・ N 成長前に十分に窒化すること、あるいは、基板結晶の表面の面方位として（ 0001 ）などの低指数面からできるだけ傾きを少なくすることなどが有効である。

【0123】<転位密度の測定>転位密度の計数方法には主として二つの方法がある。第一は透過電子顕微鏡によって結晶中の転位を直接観察し、その数を計測する方法である。本発明に記載したような、エビタキシャル薄

ようにドライエッチング等の複雑な作製工程で電極をGaN結晶膜の表面に形成することなく素子を作製でき、極作製工程が簡略化できる。

【0132】またGaN系半導体発光素子がGaN系半導体レーザの場合は、結晶欠陥が少ないGaN結晶厚膜を形成した後に、基板、マスク等を除去することで、劈離を形成し、GaN系半導体レーザ構造の共通鏡ミラー面を形成し、よりGaN系半導体レーザ構造の共通鏡ミラー面を形成できる。サファイアとGaN結晶とは晶種の異同が異なるため、従来のサファイア基板上に作成したレーザ構造の共通鏡ミラー面は劈離により形成することが困難であった。これに対し、本発明では結晶欠陥が少ないGaN結晶膜5を厚く成長させることができ、また、サファイア基板やマスクを除去してもGaN結晶膜上に形成したGaN結晶5上のレーザ構造には影響がなく、またGaN結晶5上のレーザ構造は劈離により共通鏡ミラー面を形成できる利点を持っているため、従来のドライエッチング等による透過型工程で共通鏡ミラー面を形成したものに比べ大幅に簡便で、歩留まりも大幅に向上している。

【0133】なお、上記の説明では、GaN結晶膜上にGaN系半導体素子の積層構造を作製した後に基板1とマスク2とGaN結晶膜65の一部を除去したが、Ga結晶膜を形成し、基板1とマスク2とGaN結晶膜65の一部を除去した後にGaN系半導体素子の積層構造を作製してもよい。

【0134】またGaN系半導体素子としては、GaN系半導体レーザやGaN系LED等のGaN系半導体発光素子の他にFETやHBTなどのデバイスにも適用可能である。

【0135】 $<Ga-N$ 結晶間の転位のキヤクタ組成>
前記の GaN 結晶膜の成長方法に従ってサフアイア基板
上に成長した GaN 結晶膜において、サフアイア基板
上に成長した GaN 結晶膜の下層領域において GaN 結晶膜は、含
有される転位の過半数が $Ga-N$ 結晶の c 面に対して斜め
に傾いた位置で発生する特異転位（ B 転位）であること
に対して、前記TE-EMによる解析で確認された。これに対し
て従来の一貫的な方法でサフアイア基板上に直接成長し
た GaN 結晶膜（サフアイア基板を除く結晶領域）中
の B 転位の割合が30%以下であった。また、本発
明では、 B 転位の割合が30%以上であった結晶膜（サフアイア基板とマスキ
ング層を含む）の GaN 結晶膜の上層領域（サフアイア基板とマスキ
ング層を除く領域が除去された結晶領域）中の A 転位（ G
 N 結晶の c 面に平行な位置に発生する特異転位）の割合は、従来より
顕著な減少が確認された。

に対して少なくなっており、本発明の結晶膜の上層領域中に含有される転位は、ほぼB転位とA転位のみであった。

【0136】本発明のGaN結晶膜は上記の特徴的な転位構造を有するため、GaN結晶膜中のB転位の割合が増大していることはA転位が低減、すなわち全転位の密度が低減していることを意味する。よって、半導体レ-

サ等の半導体装置の用途に好適なGaN結晶膜は、B転位がGaN結晶膜に含有される転位中の50%以上であることが好ましい。また、このGaN結晶膜中のA転位

の全転位数に対する割合は50%未満であることが好ましい。さらにA転位の転位密度は $1 \times 10^8 / \text{cm}^2$ 未満であることが好ましい。このGaN結晶膜中の全転位の転位密度は $2 \times 10^8 / \text{cm}^2$ 以下であることが好ましく、 $1 \times 10^7 / \text{cm}^2$ 以下であることがより好ましい。

【0137】また、サファイア基板とマスクを含む下層基板膜を除去して好適なGaN結晶膜を得たためには、サファイア基板上下へ形成するGaN結晶膜の厚度は、20 μm 以上1mmが最も好ましく、80 μm 以上500 μm がより好ましい。また、基板ととも除去する下部領域のGaN結晶膜の厚さは300 μm 以下が好ましく、5~150 μm がより望ましい。下地結晶膜を形成している場合はサファイア基板等の除去とともに下地結晶膜も除去することが好ましい。

【0138】以上は、GaNからなる結晶膜について説明したが、本発明はウルツ鉱型結晶構造を有するIII-V族化合物半導体であれば適用可能となる。C₆₀、C₇₀、C₈₄、C₉₀、C₉₆、C₁₀₀、C₁₁₄、C₁₂₀、C₁₃₂、C₁₄₄、C₁₅₀、C₁₆₀、C₁₇₀、C₁₈₂、C₁₉₂、C₂₀₀、C₂₁₀、C₂₂₂、C₂₄₀、C₂₅₂、C₂₆₄、C₂₇₀、C₂₈₂、C₂₉₂、C₃₀₀、C₃₁₂、C₃₂₄、C₃₃₆、C₃₄₆、C₃₅₄、C₃₆₀、C₃₇₀、C₃₈₂、C₃₉₆、C₄₀₀、C₄₁₄、C₄₂₀、C₄₃₂、C₄₄₄、C₄₅₆、C₄₆₈、C₄₈₀、C₄₉₂、C₅₀₄、C₅₁₆、C₅₂₈、C₅₄₀、C₅₅₂、C₅₆₄、C₅₇₆、C₅₈₈、C₆₀₀、C₆₁₂、C₆₂₄、C₆₃₆、C₆₄₈、C₆₆₀、C₆₇₂、C₆₈₄、C₆₉₆、C₇₀₈、C₇₂₀、C₇₃₂、C₇₄₄、C₇₅₆、C₇₆₈、C₇₈₀、C₇₉₂、C₈₀₄、C₈₁₆、C₈₂₈、C₈₄₀、C₈₅₂、C₈₆₄、C₈₇₆、C₈₈₈、C₉₀₀、C₉₁₂、C₉₂₄、C₉₃₆、C₉₄₈、C₉₆₀、C₉₇₂、C₉₈₄、C₉₉₆、C₁₀₀₈、C₁₀₂₀、C₁₀₃₂、C₁₀₄₄、C₁₀₅₆、C₁₀₆₈、C₁₀₈₀、C₁₀₉₂、C₁₁₀₄、C₁₁₁₆、C₁₁₂₈、C₁₁₄₀、C₁₁₅₂、C₁₁₆₄、C₁₁₇₆、C₁₁₈₈、C₁₂₀₀、C₁₂₁₂、C₁₂₂₄、C₁₂₃₆、C₁₂₄₈、C₁₂₆₀、C₁₂₇₂、C₁₂₈₄、C₁₂₉₆、C₁₃₀₈、C₁₃₂₀、C₁₃₃₂、C₁₃₄₄、C₁₃₅₆、C₁₃₆₈、C₁₃₈₀、C₁₃₉₂、C₁₄₀₄、C₁₄₁₆、C₁₄₂₈、C₁₄₄₀、C₁₄₅₂、C₁₄₆₄、C₁₄₇₆、C₁₄₈₈、C₁₅₀₀、C₁₅₁₂、C₁₅₂₄、C₁₅₃₆、C₁₅₄₈、C₁₅₆₀、C₁₅₇₂、C₁₅₈₄、C₁₅₉₆、C₁₆₀₈、C₁₆₂₀、C₁₆₃₂、C₁₆₄₄、C₁₆₅₆、C₁₆₆₈、C₁₆₈₀、C₁₆₉₂、C₁₇₀₄、C₁₇₁₆、C₁₇₂₈、C₁₇₄₀、C₁₇₅₂、C₁₇₆₄、C₁₇₇₆、C₁₇₈₈、C₁₈₀₀、C₁₈₁₂、C₁₈₂₄、C₁₈₃₆、C₁₈₄₈、C₁₈₆₀、C₁₈₇₂、C₁₈₈₄、C₁₈₉₆、C₁₉₀₈、C₁₉₂₀、C₁₉₃₂、C₁₉₄₄、C₁₉₅₆、C₁₉₆₈、C₁₉₈₀、C₁₉₉₂、C₂₀₀₄、C₂₀₁₆、C₂₀₂₈、C₂₀₄₀、C₂₀₅₂、C₂₀₆₄、C₂₀₇₆、C₂₀₈₈、C₂₁₀₀、C₂₁₁₂、C₂₁₂₄、C₂₁₃₆、C₂₁₄₈、C₂₁₆₀、C₂₁₇₂、C₂₁₈₄、C₂₁₉₆、C₂₂₀₈、C₂₂₂₀、C₂₂₃₂、C₂₂₄₄、C₂₂₅₆、C₂₂₆₈、C₂₂₈₀、C₂₂₉₂、C₂₃₀₄、C₂₃₁₆、C₂₃₂₈、C₂₃₄₀、C₂₃₅₂、C₂₃₆₄、C₂₃₇₆、C₂₃₈₈、C₂₄₀₀、C₂₄₁₂、C₂₄₂₄、C₂₄₃₆、C₂₄₄₈、C₂₄₆₀、C₂₄₇₂、C₂₄₈₄、C₂₄₉₆、C₂₅₀₈、C₂₅₂₀、C₂₅₃₂、C₂₅₄₄、C₂₅₅₆、C₂₅₆₈、C₂₅₈₀、C₂₅₉₂、C₂₆₀₄、C₂₆₁₆、C₂₆₂₈、C₂₆₄₀、C₂₆₅₂、C₂₆₆₄、C₂₆₇₆、C₂₆₈₈、C₂₇₀₀、C₂₇₁₂、C₂₇₂₄、C₂₇₃₆、C₂₇₄₈、C₂₇₆₀、C₂₇₇₂、C₂₇₈₄、C₂₇₉₆、C₂₈₀₈、C₂₈₂₀、C₂₈₃₂、C₂₈₄₄、C₂₈₅₆、C₂₈₆₈、C₂₈₈₀、C₂₈₉₂、C₂₉₀₄、C₂₉₁₆、C₂₉₂₈、C₂₉₄₀、C₂₉₅₂、C₂₉₆₄、C₂₉₇₆、C₂₉₈₈、C₃₀₀₀、C₃₀₁₂、C₃₀₂₄、C₃₀₃₆、C₃₀₄₈、C₃₀₆₀、C₃₀₇₂、C₃₀₈₄、C₃₀₉₆、C₃₁₀₈、C₃₁₂₀、C₃₁₃₂、C₃₁₄₄、C₃₁₅₆、C₃₁₆₈、C₃₁₈₀、C₃₁₉₂、C₃₂₀₄、C₃₂₁₆、C₃₂₂₈、C₃₂₄₀、C₃₂₅₂、C₃₂₆₄、C₃₂₇₆、C₃₂₈₈、C₃₃₀₀、C₃₃₁₂、C₃₃₂₄、C₃₃₃₆、C₃₃₄₈、C₃₃₆₀、C₃₃₇₂、C₃₃₈₄、C₃₃₉₆、C₃₄₀₈、C₃₄₂₀、C₃₄₃₂、C₃₄₄₄、C₃₄₅₆、C₃₄₆₈、C₃₄₈₀、C₃₄₉₂、C₃₅₀₄、C₃₅₁₆、C₃₅₂₈、C₃₅₄₀、C₃₅₅₂、C₃₅₆₄、C₃₅₇₆、C₃₅₈₈、C₃₆₀₀、C₃₆₁₂、C₃₆₂₄、C₃₆₃₆、C₃₆₄₈、C₃₆₆₀、C₃₆₇₂、C₃₆₈₄、C₃₆₉₆、C₃₇₀₈、C₃₇₂₀、C₃₇₃₂、C₃₇₄₄、C₃₇₅₆、C₃₇₆₈、C₃₇₈₀、C₃₇₉₂、C₃₈₀₄、C₃₈₁₆、C₃₈₂₈、C₃₈₄₀、C₃₈₅₂、C₃₈₆₄、C₃₈₇₆、C₃₈₈₈、C₃₉₀₀、C₃₉₁₂、C₃₉₂₄、C₃₉₃₆、C₃₉₄₈、C₃₉₆₀、C₃₉₇₂、C₃₉₈₄、C₃₉₉₆、C₄₀₀₈、C₄₀₂₀、C₄₀₃₂、C₄₀₄₄、C₄₀₅₆、C₄₀₆₈、C₄₀₈₀、C₄₀₉₂、C₄₁₀₄、C₄₁₁₆

外、 InGaAs 、 InGaP 、 AlGaIn 、 InN 等が挙げられる。なお、ボロンと窒素からなる BN 炭化物半導体の結晶構造は立方晶であるが、 BN 炭化物半導体にボロンが含有

えた状態であり、特にA転位の発生を完全に抑えた状態が好ましい。

【0141】また、半導体レーザ等の半導体装置に好適なIII族元素窒化物半導体ウェーハは、ワルツ型結晶構造におけるc面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位（転位）が、同じ層領域中の転位の50%以上であり、該c面に平行な変位ベクトルを持つ転位（A転位）が60%以上であり、A転位が40%未満であることが好ましく、さらにB転位が70%以上でありA転位が30%未満であることがより好ましい。

【0142】本発明のIII族元素窒化物半導体ウェーハ中の全転位密度は、結晶質の向上の上で低ければ低いほど良いが、実際には、マスク上で構造的に成長（選択的成長）（ELO成長）する前のGaN結晶領域や下地結晶、基板中に存在する転位の密度や、ELO成長前に存在する全転位中のA転位の存在比率にも依存するため、 $2 \times 10^8 / \text{cm}^2$ 以下が好ましく、 $1 \times 10^8 / \text{cm}^2$ 以下がより好ましく、 $5 \times 10^7 / \text{cm}^2$ 以下がさらに好ましい。

【0143】なお、B転位の存在比率はA転位が減少した分だけ増加するため、高ければ高いほど良いが、ELO成長前のGaN結晶領域や下地結晶、基板中に存在する全転位に対するA転位の存在比率や、横方向成長後に結晶成長を比較的高く成長した場合に生ずる転位向上の再応答機構等にも影響を受ける。

【0144】また、上記本発明のIII族元素窒化物半導体ウェーハにおいては、ワルツ型結晶構造における転位密度が、c軸の方向に従ってほぼ均等に減少している層領域を有することが好ましい。

【0145】A転位とB転位の上記の転位キャリアクタ組成を持つ層領域を有する本発明のIII族元素窒化物半導体ウェーハとしては以下の形態が挙げられる。

(a) 結晶成長に用いた異種基板を一面に有するIII族元素窒化物半導体結晶膜。

(b) 結晶成長に用いた異種基板が少なくとも除去されたIII族元素窒化物半導体結晶膜。

(c) 結晶成長に用いた異種基板を一面に有し、他の面にさらに結晶膜が形成されたIII族元素窒化物半導体結晶膜。

(d) 結晶成長に用いた異種基板が少なくとも除去された上記(c)のIII族元素窒化物半導体結晶膜。

【0146】なお、形態(b)において、結晶成長に用いた異種基板とともにマスクを含む異種基板側の結晶の下部領域を除去することにより、結晶膜の全領域が、A転位とB転位の上記転位キャリアクタ組成を持つ層領域である結晶膜を得ることができる。

【0147】また、形態(d)において、結晶成長に用いた異種基板とともにマスクを含む異種基板側の結晶の下部領域を除去することにより、III族元素窒化物半

導体結晶膜の層領域が、A転位とB転位の上記転位キャリアクタ組成を持つ層領域である結晶膜を得ることができ

る。

【0148】異種基板としては、サファイア基板が最も好ましいが、Si基板、ZnO基板、SiC基板、LiGaO₂基板、MgAl₂O₄基板等を有することでもできる。

【0149】<マスクの表面処理による転位形成の抑制>本発明によれば、選択的成長（ELO成長）を利用したIII族元素窒化物半導体結晶膜を形成する際、基板中のマスクの表面処理を行うことにより、III族元素窒化物半導体結晶膜中の転位構造を抑制することができ、この転位抑制により、上記の好ましい転位キャリアクタ組成を有する、全転位密度が低減された転位の少ない高品質なIII族元素窒化物半導体ウェーハを得ることができ

【0150】以下に、この転位形成の抑制のメカニズムについてGaN結晶膜を例にとって説明する。

【0151】図12(a)は、GaN結晶のELO成長において、表面が平坦な結晶膜が形成される前であって、且つマスク上でフッ素を有するGaN結晶膜が合

体化する前の典型的な状態を表した、マスク上の結晶膜に垂直な横断断面図である。マスク上の結晶膜領域内の転位は図中に「I」で示すように、いずれも余剰格子面が上側に存在するようにマスキングライプ方向に沿って伝播し配列している。図12(b)は、上記

の転位の履歴を表す模式図であり、図12(a)をGaN結晶のc軸に沿った方向から見た部分断面図である。

【0152】これらの図が示すように前述のTEMによる解析結果から、本発明によるGaN結晶膜中の転位の形態においては、サファイア基板上でc軸方向に沿って存在していた刃状転位、すなわちGaN結晶のc面に平行な変位ベクトルを持つ転位（A転位）が、開口部からさらに成長した領域で折れ曲がってc面内をマスクに向

かって伝播し、再度曲がってマスキングライプ方向に沿って伝播している。言い換えれば、A転位のマスキングライプ方向に沿って伝播をより促進することによって、マスク上の結晶膜のc面・c面時に生じやすいc軸方向への伝播、つまり膜表面へ貫通する転位を抑制すること

が可能になり、結果的にA転位の貫通転位密度を減少させることができる。

【0153】次に、A転位のc面内でのマスキングライプ方向に沿って伝播をより促進するためのメカニズムを説明する。

【0154】A転位のc面内でのマスキングライプ方向に沿って伝播する転位は、結晶膜中のマスキングライプ面に傾く剪断応力によって決定され、その剪断応力は転位のELO成長中のGaN結晶とマスクとの界面に働く力によって引き起こされる。また、図12(a)に示すよう

な各転位の余剰格子面が上に存在する形態は界面を圧

縮する力が働いている場合にもたらされ、その圧縮力の増大とともにA転位のマスキングライプ方向に沿って伝播がより促進される。

【0155】こうした圧縮力は、マスク材料物質やGaN結晶の表面に働く表面張力、GaN結晶とマスク間の界面張力の大きさを変化させることによって制御することが可能である。

【0156】図13はマスク表面、フッ素コート表面、GaN/マスク界面の三重点に作用する各表面（界面）張力（それぞれを γ_m 、 γ_{fs} 、 γ_{sm} とする）を表した図である。

【0157】GaN/マスク界面に働く正味の圧縮力F(>0)は、フッ素コート表面とGaN/マスク界面のなす角をとりとすると

$$F = \gamma_{sm} + \gamma_{fs} \cos \theta - \gamma_m$$

で表される。

【0158】この式から明らかに、 γ_{sm} の増加、 γ_{fs} の増加、 γ_m の減少とともに圧縮力Fの値は大きくなる。

【0159】F値、すなわち圧縮力を増大させる方法の一例は、マスクの表面処理によって γ_m の低下を図ることである。それにより、ELO成長の際の結晶膜中に働く結晶内剪断応力が増大し、A転位のマスキングライプ方向に沿って再伝播が促進されることとなる。

【0160】転位がフッ素コート表面に突き出している

とき、その転位はELO成長が進行してフッ素コートが合した時に再度c軸方向へ伝播する可能性を持つ。この

ような転位は会合後のGaN結晶膜の成長とともに表面へ伝播する性質を持つため、膜表面への貫通転位密度を増加させてしまう。

【0161】そこで、マスクの表面処理を行う本発明によれば、フッ素コートが会合する前のマスク上結晶膜におけるA転位の多くは、上記メカニズムによってマスク上のマスキングライプ方向に沿って存在するため、フッ素コートに突き出た転位の数は格段に少なくなる。そのため、フッ素コートがマスク上で会合したときにc軸方向へと伝播する転位の数が低減され、その結果、A転位の貫通転位密度を低下させることができる。

【0162】一方、GaN結晶のc面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持ち、且つc面内に存在するB転位は、たとえ上記の剪断応力が結晶膜内に生じたとしてもA転位のような挙動は示さない。これはマスク上結晶膜領域のB転位の変位ベクトルが、転位が容易に移動することのできる滑り面上に存在しないためである。したがって

て、B転位は、A転位に比べて転位終端がフッ素コート表面に突き出ると、B転位は会合部で再度折れ曲がってc軸方向へと伝播する可能性が低くなり、形成されたGaN結晶膜中で貫通転位として残存することになる。

【0163】以上の原理から、主としてA転位が減少し

ただけ、GaN結晶膜中の全貫通転位密度が減少し、かつ全貫通転位密度に対するB転位の存在比率は増加することになる。

【0164】マスキング表面の清浄化処理はマスク表面の表面張力 γ_m を低下させる方法として、マスクを形成した後に、マスクの表面を清浄化する方法が挙げられる。マスク表面を清浄化する方法としては、パッチワーク・フッ素コートを用いたウェットエッチング、紫外線照射、還元

等のドライエッチング、オゾン照射、紫外線照射、還元性雰囲気下での熱処理などが挙げられる。また、これらの処理を組み合わせて行うこともよい。

【0165】還元性雰囲気下の熱処理としては、例えば水素雰囲気下で400℃〜800℃程度に加熱することにより行われる。エッチング等によるレジスト剥離などフォトレジスト工程においてマスク表面に付着した酸化物等からなる不純物化合物は、この加熱還元処理によって還元され、揮発性の高い元素あるいは化合物に変換され、マスク表面から除去される。

【0166】上記清浄化処理の中でも特に、表面を一定量エッチングして新しい清浄面を露出させる処理を行うことが好ましく、そのよう処理としてはエッチング処理が好ましい。表面を一定量エッチング除去する際、そのエッチング除去量は、表面から1〜500nm除去することが好ましく、10〜200nm除去することがより好ましい。

【0167】このような清浄化処理を行うことによつて、マスク形成の際に発生したマスク表面に付着した不純物を除去することができ、その結果、マスク表面の表面張力を低下させることができる。このように効果は、マスクをフォトソングラフ

を用いて形成した場合には顕著に現れる。上記方法によれば、フォトソングラフ工程におけるSiO₂等のマスク材料の残渣や、レジスト材料の残渣、これらの残渣等から形成される不純物をほぼ完全に除去することが

できる。

【0168】また、これらの清浄化処理の前処理として、エチルメチルケトンベンゼン、メタノール等の有機溶剤を用いた溶解処理を行うこともよい。さらに、溶解処理の際に超音波洗浄を行うこともよい。また、酸化剤や還元剤による表面汚染物の除去処理を行うこともよい。また、水またはガス吹き付けによる高圧フローを行うこともできる。これらの前処理の際、適量、純水による水洗を行うことが好ましい。

【0169】以上は、マスク材料としてSiO₂を用いた場合の表面処理について説明したが、マスクはSiO₂に限られるものではなく、SiN_x、SiN_x、W等の他のマスク材料を用いた場合でもマスクの表面エネルギー、すなわち表面張力を低減することにより同様の効果が得られる。

【0170】<ウェーハからの異種基板の除去>得られ
たウェーハを用いて素子形成を行う際、ウェーハからサ
ファイア等の異種基板を取り去り去ってエピソードに
成長を行えば、前記の反りにもなる問題はすべて回避
される。すなわち、ウェーハを細分化することなく露光
その他の素子形成プロセスを行うことができ、異種も容
易に行うことができる。さらに裏面（異種基板側）に
電極の形成もでき、かつ、ダブルヘド構造の
【0171】反りが大きい場合は、エピソード成長
層、あるいは更にその上にDH構造等の素子構造を形成
したウェーハの裏面にパターン形成しようとしてもウェ
ーハ全面で精度を得ることが困難である。精度良いパ
ターンを形成しようとするウェーハを小面積にするよう
に例えば5mm角程度にウェーハを切り刻んだ後に露光
をするなどの工夫をしなければならぬことは既に前記
本発明の問題においても述べた。

【0172】本発明のウェーハは、サブファイア等の熱伝
導特性に優れた材料を異種基板に用いた場合には後に形
成されるデバイスとのヒートシンクとしてもそのまま利用す
ることが可能であり、反りの問題を考慮しても異種基板
を剥しておくことが有利な場合もある。

【0173】しかし、大型ウェーハを用いたプロセスに
おいては、反りの問題が大きいため、デバイス形成前に
異種基板を除去することが好ましい。GaInに代表され
る窒素原子をV族元素とした光デバイス、とりわけ半導
体レーザの場合には発生する時間や表面電位配置における
前記問題の解決には異種基板を取り除くことが必要であ
る。

【0174】すなわち、本発明のIII族元素化合物半導
体ウェーハは、少なくとも異種基板についてはすべてを
除去することが好ましい。その結果、主面にストライ
プ状の結晶層を有するIII族元素化合物半導体ウェー
ハが得られる。また、このストライプ状の結晶層からな
るマスクについては、残すことでデバイス形成プロセス
での目合わせに使うこともできるが、先に述べた裏面に
電極を形成する点からは取り除いた方が好ましい。ま

た、異種基板上に下地結晶層を形成している場合はこの
下地結晶層も除去することが好ましい。すなわち、異種
基板とともに、パツア層があればこれも取り除き、さ
らにマスクも除去することが好ましい。

【0175】なお、マスクを選択エッチング、例えばマ
スク材料がSiO₂の場合には希フッ酸等で取り除く
と、ストライプ状の溝がウェーハの裏面に残る。その結
果、主面にストライプ状の食刻パターンを配したIII
族元素化合物半導体ウェーハが得られる。この食刻パ
ターンは、マスクパターンに従って形成されるため、こ
の食刻パターンのストライプ方向が<111>-20>又は

ピタキシャル成長させた場合、成長温度から室温に降溫
する段階でサブファイア基板がクラックが発生し、反りが
軽減される。たとえクラックが発生しなくても素子が浸
透して温度を下げれば、容易にクラックが発生して反りが
軽減される。

【0182】なお、サブファイア基板のサンドブラスト研
磨はサブファイア基板を完全に取り除くまで行ってもよい
が、サンドブラスト法によるGaIn層への損傷をなるべく
減らすために10μm程度のサブファイア基板を残し
ておくといよい。

【0183】以上のようにして反りが解除されたウェー
ハは、GaIn成長層（ウェーハ表面）にて通常の研磨用
重しに平らに張り付けることができ、サブファイア基板
下地結晶層、選択成長用マスクを常法により研磨除去す
ることができる。その結果、GaInエピソード成長層の
みからなるウェーハが得られる。実際には、選択成長用
マスクが露出した時点からウェーハ全体の厚さをモニタ
ーしながらGaInエピソード成長層に至るまで研磨を行
った。

【0184】なお、このよう研磨の際、選択成長マス
クまで研磨せず、マスクが露出した時点で研磨を停止
し、マスクをエッチングで取り除いてもよい。マスク材
がSiO₂ならば希フッ酸ですぐに除去することができ
る。

【0185】また、後述するが、半導体レーザ等のデバ
イスの作製のために、マスク近傍の領域は比較的低電位
密度が大きいため、この領域を含む層領域（以下「高電
位領域」という。）を上記研磨の際に除去することが
好ましい。

【0186】また、GaInエピソード成長層のみからな
るウェーハの厚みとしては、200μm程度以上あれば
、後に述べるその上へのDH構造の形成や各種デバイ
ス作製プロセスに必要な十分な強度が得られる。

【0187】<青色半導体レーザの作製>次に、上記の
ようにして得られた1インチ直径のGaInエピソード成
長層のみからなるウェーハを基板（以下「GaIn基板」
という。）として、半導体レーザ用DH構造形成のため
のエピソード成長を行い、青色半導体レーザを作製
した一例を説明する。

【0188】DH構造は種々のプロセスで形成可能であ
るが、ここではGaAs基板とInP基板等の導電性基
板の上に形成された半導体レーザの製造プロセスとほぼ
同様のプロセスを用いることができる。

【0189】図16に、GaIn基板上に形成したDH構
造を有する半導体レーザの異種基板より見た構造断面
図を示す。GaIn基板201側よりケイ素添加n型A1
0.05Ga0.95Nクラック層202（厚さ0.5
μm）、ケイ素添加n型GaIn光ガイド層203（厚さ
0.1μm）、無添加In0.2Ga0.8N量子井
層（厚さ30Å）と無添加In0.05Ga0.95N

障壁層からなる7周期の多量量子井戸構造活性層20
4、マグネシウム添加p型Al0.2Ga0.8Nイン
ジウム障壁層205（厚さ200Å）、マグネシ
ウム添加p型GaIn光ガイド層206（厚さ0.1μ
m）、マグネシウム添加p型Al0.05Ga0.95
Nクラック層207（厚さ0.5μm）、及びマグネシ
ウム添加p型GaInコンタクト層208（厚さ0.2μ
m）を連続してMOCVD法によって形成した。DH構
造の最上層には酸化珪素膜209を形成し、幅10μm
のストライプ状の電流注入用窓を形成し、この上にニッ
ケルと金からなるp型電極210を形成した。212は
レーザ発光領域である。次に、p型電極面が研磨用重
しに貼りつけ、GaIn基板を研磨し、異種基板が除去
（通常、60μm〜100μm）に仕上げた後、チタン
とアルミニウムからなるn型電極211を裏面に形成す
る。その後、異種によって異種層を形成し、取り合
電流注入用窓の中間で切断すれば青色レーザ素子レセ
ットが完成する。最終的に出来上がったレーザストライ
プ長さを異種層間隔は250μmとした。

【0190】このような上記プロセスの利点は、裏面に
電極を形成する直前に、時間可能な厚さまでウェーハを
研磨すればよく、上部電流供給用ストライプ構造の形成
や表面への電極の形成が低いウェーハ状態で実施できる
メリットがある。

【0191】<レーザ特性>以上のようにして作製した
半導体レーザを室温（約25℃）でパルス動作させ、閾
値を測定した。得られたレーザの閾値電流は120mA
（電流密度〜4kA/cm²）前後の良好な値を示し
た。これに対して、選択成長用マスクなしにサブファイ
ア基板上に成長したGaInウェーハを基板として作製した
レーザは、50mA程度の高い値を示した。

【0192】この理由については、電位密度が減少したこ
と、とりわけA軸位密度が大幅に減少したためと考えら
れる。GaIn系では電位密度の高い結晶において高い
輝度の発光ダイオードが容易に得られることから、電位
は少数キャリアの再結合センターとしての機能は十分
ようである。しかし、半導体レーザでは閾値電流は十分
に下がらない。半導体レーザはよく知られているように
活性層中の導波光に対して光学的利得を得る条件が達
成されなくてはならない。しかし、前記のようにA軸位
は結晶中の小角度境界の発生原因であり、この小角度境
界においては光散乱が起こりやすいため、A軸位
密度の大きな結晶においては小角度境界での光散乱が原
因で導波光に対する光学的利得が上がらないために閾値
を下げることでできなかつたと解釈される。逆にええ
ば、本発明によればA軸位密度を大幅に減少できたこと
で、本発明のウェーハ上に成長したDH構造活性層中で
の導波光の散乱が減少し、高い光学的利得を得たこと
より閾値の減少が達成されたと考えられる。

【0193】さて、閾値測定を行ったレーザはいずれも、

ウエーハの中央部1 cm直径内から開削したもので共振器となる近表面に誘電率の低いものを埋め込んだものである。しかし、ウエーハ間で開削のパラジキに特徴があり、これが2つに分類できることが判明した。開削のパラジキの少ないものをA群のウエーハ、開削にややバラツキがあるものをB群のウエーハとして以下説明する。

[0194] A群のウエーハでは各ウエーハにおいて、開削のバラスキは10パーセント内外であり、かつ最も大きい開削のものでもウエーハ内平均値の120パーセントを超えないことが見つけられた。B群のウエーハにおいても開削のパラジキは10パーセント内外である。注意する点はA群のウエーハの成長表面の平坦性で、成長後のウエーハについて断面検査を調べた。この結果、A群ウエーハではGaN基板ウエーハ全断面にわたって低転位密度となっているのに対し、B群ウエーハではGaN基板ウエーハ裏面付近に高転位密度が存在していることが解った。

[0196] 高転位密度がどのようにしてエビタキシャル層に影響し、さらにレーザ開削に影響するかにについては現状ではよく解らない。しかし、以下に述べる理由がその原因だと考えられる。すなわち、前記したようにGaN基板ウエーハに高転位密度が存在した場合には、DH構造エビタキシャル成長とプロセスにおける高温加熱時に高転位密度で転位が反応したり、高転位密度でウエーハ面と水平に折れ曲がった刃状転位が再び、層厚方向に折れ曲がってDH構造エビタキシャル層に到達するためと考えられる。10ないし20個に1つの割合で開削の大きなものが理由9から予想されることであるが、ストライプ成長マスクの周期で転位密度の変化がGaN基板エビタキシャル層の高転位密度を含む初期成長層には存在し、この周期変化に応じた特に高転位の領域から近接した転位群が電流誘起型ストライプ高転位領域に到達した場合に生じると考えられる。

[0197] 従って、製造歩留まりや特性検査工数を考えた場合には高転位密度層を完全に除去したGaN基板を用意してDH構造エビタキシャル成長を行うことが好ましい。すなわち、半導体レーザの作製に用いるGaN基板としては、サファイア基板、下地結晶層、マスク、マスク近傍の高転位密度層までをすべて取り除いたものが好ましい。ただし、レーザ構造の形成のためのエビタキシャル成長の際には、GaN基板に適度の厚みが要求されることを考慮することが必要である。

[0198] 以上、サファイア基板に成長したGaNウエーハを基板に用いて作製したレーザの特性について述べたが、サファイア基板上に成長する際にA1を添加

したGaN、すなわちA1-GaNウエーハを基板として作製したレーザについてレーザ特性を調べた。この場合、レーザの開削電流は20 mA程度低減するものが得られた。この場合のA1:0.05 Ga:0.95 Nクラッド層202の厚みは1.5 μm とした。開削電流の低減は、クラッド層202の厚みによる光閉じ込め効果が原因と思われ、上部クラッド層207について同様にすればさらに開削電流や微分量子効率が改善可能であると考えられる。

[0199] 成長表面の平坦化による開削の再活性化向上半導体レーザのDH構造エビタキシャル成長する場合にGaN基板の成長状態について注意が必要である。注意する点はGaN基板の成長表面の平坦性で、成長表面が平坦でないDH構造エビタキシャル層、特に活性層の平坦性が保持できない。活性層の平坦性の確保が重要なことは導波の点から考えれば明らかであるが、特に結晶学的に決まる角度が傾角からズレることの危険性と活性層のなす角度が傾角からズレることの危険性を併せて考慮する必要がある。この角度のズレがあると導波して光が共振器面で反射されてもどる場合に大きく損失し、しきい値を増大させるからである。この角度のズレの許容限界は1度大きく下回ると考えられる。

[0200] 一般に、GaN基板の成長表面は100 μm 以上の厚いエビタキシャル成長後の表面であり、多くは成長線やうねりがみられる。そこで、サファイア基板を除き、マスクと共にマスク近傍の高転位密度層を取り除いたGaN基板を研磨用重りからして裏面を張り替え、GaN基板の成長最上層を研磨して成長線やうねりを取り除いてから、DH構造形成のためのエビタキシャル成長を行った。すなわち、ここでは、GaN基板の成長終了面を研磨して平滑化した表面を主としてDH構造形成のためのエビタキシャル成長を行った。このようにして作製されたGaN基板をウエーハに用いて作製されたストライプレーザの開削はバラスキが小さく良好なレーザ特性が得られた。

[0201] 別の形態として、DH構造形成のためのエビタキシャル成長を、サファイア基板、下地結晶層、マスク、及びマスク近傍の高転位密度層を取り除いて形成されたGaN基板の裏面(サファイア基板が存在しない側の面)に行なって半導体レーザを作製した。すなわち、111族元素窒化物半導体ウエーハの裏面の2つの主面のうち転位密度の比較的高い方に成長した半導体層が形成された場合においても、得られた半導体層の成長表面のレーザ特性は同様に良好であった。この場合、開削等のレーザ特性は同様に良好であった。この場合、成長表面の成長線やうねりを除去するための研磨工程が必要となる。なお、GaN基板の表面に成長した場合に較べて転位密度は若干高くなることを考えられるが、マスク近傍の高転位密度層を十分に除去すれば、開削等のレーザ特性が良好な半導体レーザを作製することができ

る。

[0202] 以上、半導体レーザのDH構造が平坦である場合について説明した。しかし、DH構造を有する半導体レーザの製造方法には、水平モードの励振を行うために、DH構造の形成のためのエビタキシャル成長前に基板表面を加工して予め電流注入領域となる部分に溝を彫り込む等の技術がある。このような技術においても本発明のGaN基板等の111族元素窒化物半導体ウエーハは問題なく適用可能である。

[0203] 本発明の111族元素窒化物半導体ウエーハは、電界効果トランジスタ等の電子輸送デバイスに適歩留まりや信頼性が向上する等の効果が得られる。この電子の移動度の改善は、A転位がもたらす小規模角界の散乱が減少したためと考えられる。また、電極の信頼性の改善は、半導体レーザにもいえるが、転位が減少した結果、電極金属の転位線(特にA転位)に起因する異常転位が減少したためと考えられる。このように、本発明のウエーハは、高集積化された各種半導体装置に適用可能であり、111族元素窒化物半導体の応用分野の一つとして期待されている。自動エンジン等の発熱装置の近接に搭載しても動作可能な高周波動作・高圧能半導体装置の実現にも大きく寄与するものである。

[0204]

[実施例1] 次に本発明の実施例について図面を参照して説明する。

[0205] (実施例1) 本発明の実施例について図1001面サファイア(A1₂O₃)基板1上に厚み1 μm のGaN膜(下地結晶層)2をあらかじめ形成した基板を用いた。この下地結晶層の成長にはMOCVD装置を用いた。まずサファイアを450℃に加熱して、Ga原料のトリメチルガリウム(TMG: (CH₃)₃Ga)とアンモニア(NH₃)を供給して、400Åの厚さのGaNを成長した。その後、温度を1000℃以上に昇らせてGaNを成長させた。このGaN膜2表面にSiO₂膜を形成し、フォトリソグラフィ法とウエーティングでストライプ状のマスク4を形成し、成長線エッチングでストライプ状のマスク4及びマスク4は、それぞれ幅5 μm 及び2 μm のストライプ状とした。ストライプ方向は<11-20>方向とした(図1(a))。

[0206] 成長領域3に成長するGaN結晶は、Ga原料にガリウム(Ga)と塩化水素(HCl)の反応生成物である塩化ガリウム(GaCl)とN原料にアンモニア(NH₃)ガスを用いるハイドライDPVE法により成長させた。GaClは、金属GaとHClを800℃程度に保った反応管上部で反応させて得た。基板を成長装置にセットし、水素雰囲気中で成長温度1000℃に昇温する。成長温度が安定してから、HCl流量を20 cc/毎分供給し、NH₃流量1000 cc/毎分

で5分程度供給することで、成長領域3にGaN結晶の11-101面からなるフアセットを成長させた(図1(b))。さらに、20分程度エビタキシャル成長を続け、マスク4を覆うまでフアセット6を製造させた(図1(c))。

[0207] エビタキシャル成長を続けることによりフアセット構造を埋め込み(図1(d))、最終的には、5時間の成長で200 μm 程度の平坦な表面を有するGaN膜を形成させた(図1(e))。GaN結晶膜5を形成後、アンモニアガスを供給しながら、室温で冷却し成長装置より取り出した。

[0208] 本実施例によって形成されたGaN膜5には、サファイア基板1と格子定数や熱膨張係数が違ってもかわらなくクラックが入っていないことが確認された。しかも、印刷成長を行ったGaN結晶膜には、欠陥が非常に少なく、転位密度は10⁷/cm²程度であった。なお、転位密度は、透過電子顕微鏡を用い、膜表面付近の平面視野によって計測した。

[0209] 本実施例で成長したGaN結晶膜は欠陥が非常に少なく、この上にレーザ、FET、HBTなどの高品質なデバイス構造を形成することで、デバイス特性を向上させることが可能となる。

[0210] (実施例2) 本実施例について図11を参照して説明する。図11は、本発明のGaN結晶膜上にGaN系半導体レーザを製造する方法を説明するための概略工程断面図である。

[0211] (0001)面のサファイア基板1上に、実施例1と同様にMOCVD法で厚み1 μm のGaN膜2を形成した。このGaN膜2上にSiO₂膜を形成し、実施例1と同様にフォトリソグラフィ法とウエーティングでマスク4を形成し、成長領域3及びマスク4は、それぞれ幅5 μm 及び2 μm のストライプ状とした。ストライプ方向は<11-20>方向から10度傾けて形成した(図11(a))。

[0212] 成長領域3に成長するGaN結晶は、上記の実施例1と同様にGa原料にガリウム(Ga)と塩化水素(HCl)の反応生成物である塩化ガリウム(GaCl)とN原料にアンモニア(NH₃)ガスを用いるハイドライDPVE法を用いた。基板を成長装置にセットし、水素雰囲気中で成長温度1000℃に昇温する。650℃の温度から基板をNH₃ガス雰囲気にする。成長温度が安定してから、HCl流量を40 cc/毎分供給し、NH₃流量1000 cc/毎分、およびシラン(SiH₄)流量0.01 cc/毎分で150分間の成長過程を経て、マスク4を埋め込んだ厚み200 μm のn型GaN結晶膜5を形成する(図11(b))。n型GaN結晶膜5を形成後、NH₃ガス雰囲気中で室温で冷却し、成長装置より取り出す。GaN結晶膜5

は、 $1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 以上のキャリア濃度であった。

【0213】次に、GaN系半導体層構造の作製には、有機金属化学気相成長法(MOVPE)を用いて作製した。

【0214】GaN膜65を形成後、MOCVD装置にセットし、水素雰囲気中で成長温度1050℃に昇温する。650℃の温度からNH₃ガス雰囲気にする。Siを添加した1μmの厚さのn型GaN膜66、Siを添加した0.4μmの厚さのn型Al_{0.15}Ga_{0.85}Nクラッド層67、Siを添加した0.1μmの厚さのn型GaN光ガイド層68、2.5nmの厚さのアンダーインプIn_{0.05}Ga_{0.95}N層69、5nmの厚さのp型In_{0.05}Ga_{0.95}N層70、Mgを添加した0.1μmの厚さのp型GaN光ガイド層71、Mgを添加した0.4μmの厚さのp型Al_{0.15}Ga_{0.85}Nクラッド層72、Mgを添加した0.5μmの厚さのp型GaNコンタクト層73を順次形成し、レーザ構造を作製した。

【0215】次に、レーザ構造が形成されたサブファイア基板を研磨機にセットし、サブファイア基板1、GaN膜2、SiO₂マスク4、及びGaN結晶膜65の50μmを研磨してGaN結晶膜65を露出させた。

【0216】露出したGaN結晶膜65面には、チタン(Ti)-アルミ(Al)のn型電極74を形成し、p型のGaN層73上にはニッケル(Ni)-金(Au)のp型電極75を形成した(図11(d))。

【0217】なお、本実施例では、サブファイア基板1、GaN結晶膜2、SiO₂マスク4及びGaN結晶膜65の一部を研磨により除去してn型の電極を形成したが、研磨を行わずにドライエッチングによりn型GaN層66または65まで除去してn型電極を形成し、共振ミラー一面を形成してもよい。

【0218】本発明の実施例について図1を参照して説明する。本実施例では、基板として、(0001)面サブファイア(Al₂O₃)基板1上に膜厚1μmのGaN膜2(下地結晶膜)をあらかじめ形成した基板を用いた。この下地結晶膜の成長にはMOCVD装置を用いた。まずサブファイアを450℃に加熱して、Ga原料のトリメチルガリウム(TM_G:(CH₃)₃Ga)とアンモニア(NH₃)を供給して、400Åの厚

形成後、アンモニアガスを供給しながら、常温まで冷却し成長装置より取り出した。

【0225】本実施例によって形成されたGaN膜5には、サブファイア基板1と格子定数や熱膨張係数が違うにもかかわらずクラックが入っていないことが確認された。

【0226】また、この結晶の表面付近の層領域の転位をTEM解析したところ、c面に対して平行な変位ベクトルを持つ転位(A転位)の密度が大幅に減って、A転位の割合がその層領域においては全転位数に対して20%程度であり、c面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位(B転位)の割合が80%程度となった。さらに、その層領域の全転位密度も $1 \times 10^6 / \text{cm}^2$ 程度にまで減少していた。なお、転位密度は、透過電子顕微鏡を用い、膜表面付近の平面観察によって計測した。

【0227】本実施例で成長したGaN結晶膜は欠陥が非常に少なく、この上にレーザ、FET、HBTなどの高品質なデバイス構造を成長することで、デバイス特性を向上させることが可能となる。

【0228】なお、実施例においては本発明によるウェーハ上に結晶成長を行ってデバイスを作製したが、ウェーハそのものを素子の動作領域としたデバイスに対して用いることができることはいうまでもない。

【0229】【発明の効果】以上説明したように本発明によれば、GaN結晶等のIII族元素窒化物半導体と異種基板との熱膨張係数差や格子定数差によるエピタキシャル層でのクラックの発生が抑えられ、また、転位密度が低減され、転位による欠陥の発生が抑制され、高品質のGaN結晶膜等のIII族元素窒化物半導体ウェーハを提供することができる。また、本発明のGaN結晶膜等のIII族元素窒化物半導体ウェーハを用いれば、この上に高品質の半導体素子、例えばレーザ構造やトランジスタ構造を作製することができ、その特性が飛躍的に向上する。

【図面の簡単な説明】
【図1】本発明のGaN結晶膜の形成方法を説明するための概略工程断面図である。

【図2】GaN結晶中の転位の基本構造の説明図である。

【図3】転位の周囲の格子面の状態を説明するための模式図である。

【図4】本発明のGaN結晶膜の転位構造を説明するための模式図である。

【図5】本発明のGaN結晶膜のマスク上領域の欠陥構造を教す断面のTEM写真である。

【図6】本発明のGaN結晶膜のマスク上領域の欠陥構造を教す断面のTEM写真である。

【図7】本発明のGaN結晶膜の欠陥構造を説明する

【図8】本発明のGaN結晶膜の欠陥構造を説明するための模式的断面図である。

【図9】GaN結晶膜表面に突き出した転位の密度(ピッチビッド密度)を、ストライプ方向に垂直方向の距離に対してプロットした図である。

【図10】GaN結晶膜表面で検出された全エッチピット密度を膜厚に対してプロットした図である。

【図11】本発明のGaN結晶膜上にGaN系半導体レーザ構造を形成する方法の概略工程断面図である。

【図12】本発明の結晶成長におけるマスク近傍の転位の形態を説明するための模式的断面図である。図12(a)は部分断面図、図12(b)は部分平面図である。

【図13】本発明の結晶成長におけるマスク表面、フアセット表面、結晶/マスク界面における欠陥(界面)張力の状態を説明するための模式的断面図である。

【図14】ウェーハの反りの状態を説明するための模式的断面図である。

【図15】フアブリヘロ共振器断面から見たレーザ構造の概略断面図である。

【図16】ダブルヘテロ構造を有する半導体レーザの構造断面図である。

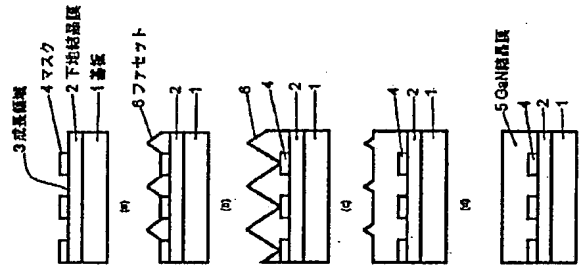
【図17】本発明のGaN結晶膜の転位構造を説明するための模式的断面図である。

【符号の説明】
1 基板
2 下地結晶膜
3 成長領域
4 マスク
5 GaN結晶膜
6 ファセット
65 n型GaN膜
66 n型GaN層
67 n型Al_{0.15}Ga_{0.85}Nクラッド層
68 n型GaN光ガイド層
69 多重量子井構造活性層
70 p型Al_{0.15}Ga_{0.85}N層
71 p型GaN光ガイド層
72 p型Al_{0.15}Ga_{0.85}Nクラッド層
73 p型GaNコンタクト層
74 n型電極
75 p型電極
101 サファイア基板
102 電極
103 電極
104 酸化窒素膜
105 レーザ光射出領域
106 電極形成層
201 GaN基板

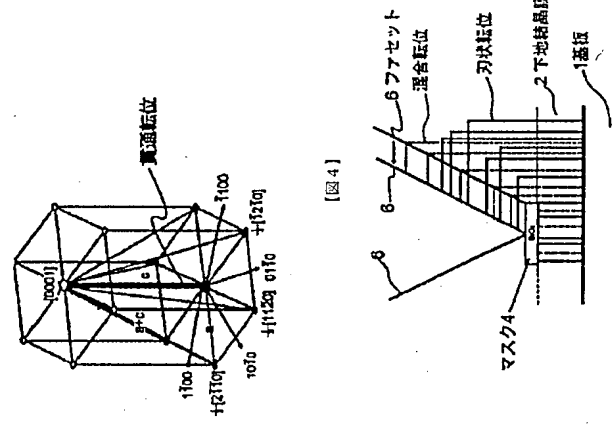
- 202 n型クラッド層
- 203 n型GaIn光ガイド層
- 204 多重量子井戸構造活性層
- 205 p型解離防止層
- 206 p型光ガイド層
- 207 p型クラッド層

- 208 p型コンタクト層
- 209 酸化硅素膜
- 210 p型電極
- 211 n型電極
- 212 レーザ光出力領域

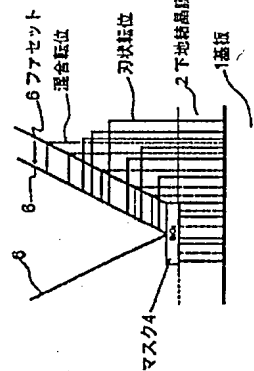
【図1】



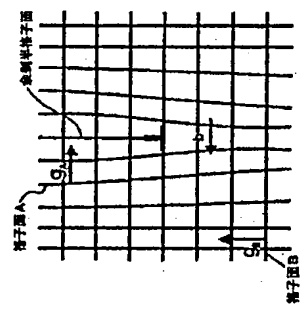
【図2】



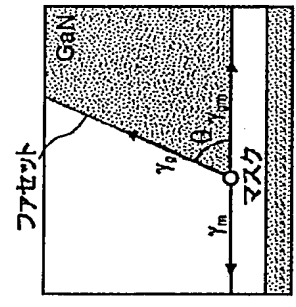
【図4】



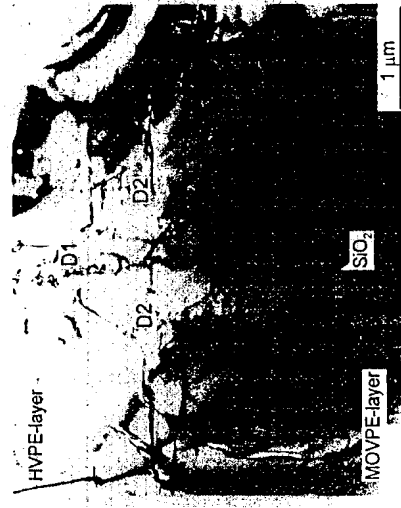
【図3】



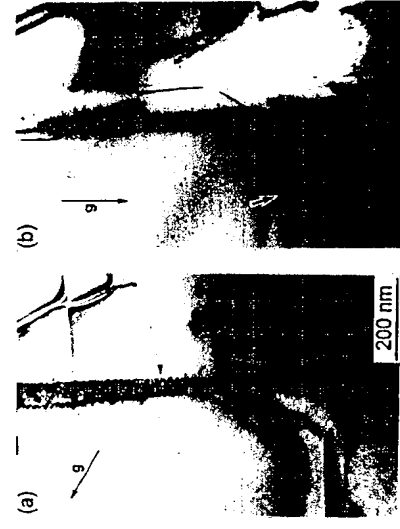
【図13】



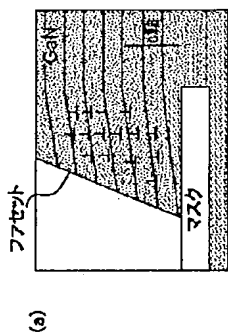
【図5】



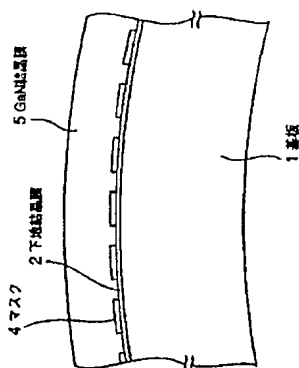
【図6】



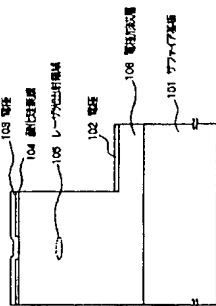
【図12】



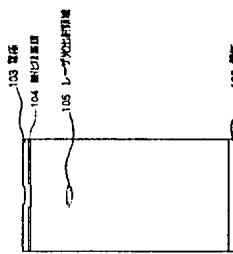
【図14】



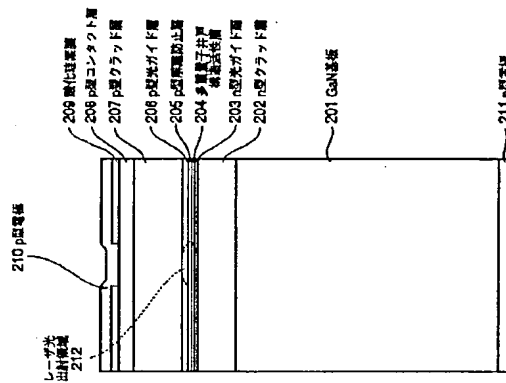
【図15】



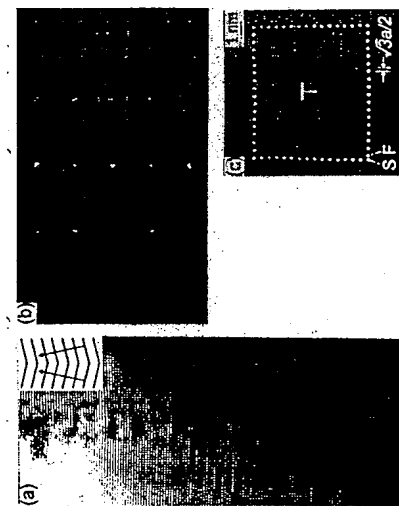
(b)



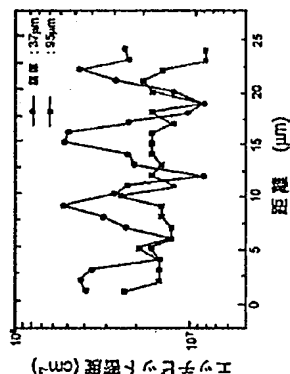
【図16】



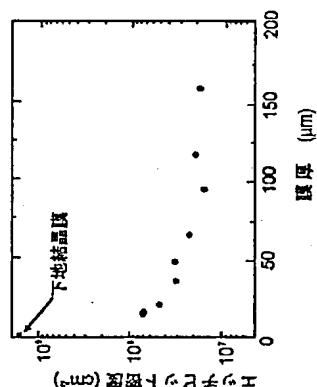
【図7】



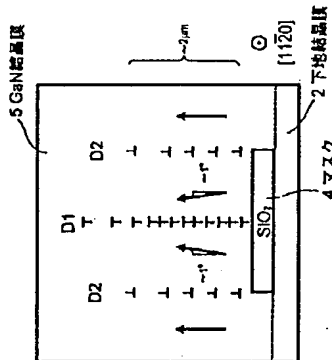
【図9】



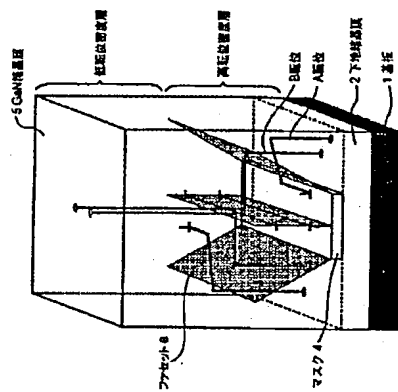
【図10】



【図8】



【図17】



フロントページの続き

[illegible]